Werkstoffkunde

Lehrblätter

für die

technische Ausbildung in der Luftwaffe

Werkstoffkunde

Lehrblätter für die technische Ausbildung in der Luftwaffe
Herausgegeben im Auftrage des Generalstabes der Luftwaffe
von Dipl.-Ing. Dr. Adolf Erlenbach, RLM., Chef des Ausbildungswesens.

Band 2

Werkstoffkunde

von

Dipl.-Ing. Karl Schraivogel
Blohm & Voß, Abteilung Flugzeugbau, Hamburg

Berlin 1939

Verlag Bernard & Graefe, Berlin SW 68

Alle in diesem Buch enthaltenen Bilder sind durch das Reichsluftfahrtministerium freigegeben

---

Sämtliche Rechte, auch das der Übersetzung, vorbehalten
Copyright 1939 by Bernard & Graefe, Berlin SW 68
Gedruckt bei Bernard & Graefe, Berlin SW 68

Inhaltsverzeichnis.

	Seite
	WK 1
Einleitung	1
	WK 2
Grundbegriffe und Verfahren der Werkstoffprüfung . . .	1
	WK 3
Härteprüfung	1
	WK 4
Kugeldruck-Versuch nach Brinell	1
	WK 5
Härteprüfung nach Rockwell	1
	WK 6
Härteprüfung nach Vickers	1
	WK 7
Allgemeines über Zugprüfung	1
	WK 8
Prüfmaschinen	1
	WK 9
Durchführung der Zugprüfung	1
Tafel 1. Umrechnungstafel für die Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} unter Berücksichtigung der Bruchquerschnittsverminderung	10
	WK 10
Druckprüfung	1
	WK 11
Biegeprüfung	1
	WK 12
Abscherprüfung	1
	WK 13
Verdrehprüfung	1
	WK 14
Dynamische Festigkeitsprüfungen	1
	WK 15
Prüfmaschinen für Dauerversuche	1

	Seite	
Dauerbruch=Formen	1	WK 16
Kerbschlag=Biege=Prüfung	1	WK 17
Technologische Prüfverfahren	1	WK 18
Faltversuch	1	WK 19
Stauchversuch	1	WK 20
Tiefungsversuch	1	WK 21
Aufweitversuch	1	WK 22
Prüfung der Schweißbarkeit	1	WK 23
Prüfungen zum Nachweis der Zusammensetzung	1	WK 24
Prüfung der Gefügebeschaffenheit	1	WK 25
Prüfung auf Riß= und Fehlerfreiheit	1	WK 26
Metallische Werkstoffe	1	WK 27
Tafel 1	2	
Zustands=Schaubild	1	WK 28
Kennzeichnung der Werkstoffe	1	WK 29
Allgemeines über Stahl und Eisen	1	WK 30
Erzeugung	1	
Einteilung der Stähle	1	WK 31
Eigenschaften der Stähle	1	WK 32

	Seite
	WK 33
Formgebung	1
a) Gießen	1
b) Warmformgebung	5
c) Kaltformgebung	7
	WK 34
Gefüge-Lehre	1
	WK 35
Wärmebehandlung	1
Glühen	1
Härten	3
Vergüten	8
Oberflächenhärten	12
	WK 36
Fehler bei der Wärmebehandlung	1
	WK 37
Einfluß der Zusammensetzung	1
Unlegierte Stähle (Kohlenstoff-Stähle)	1
Tafel 1. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften unlegierter Baustähle	3
Legierte Stähle	4
Tafel 2. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Mangan-Stählen	5
Tafel 3. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Chrom-Stählen	7
Tafel 4. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Chrom-Molybdän- und Cr-V-Stählen	
Verunreinigungen	14
	WK 38
Gußeisen	1
	WK 39
Nichteisen-Schwermetalle	1
	WK 40
Kupfer und Kupferlegierungen	1
	WK 41
Zinn-Legierungen	1

Seite

WK 42

Hartmetalle 1

WK 43

Leichtmetalle 1

WK 44

Aluminium und Aluminium-Legierungen 1

Herstellung 1

Weiterverarbeitung 2

WK 45

Gefügelehre 1

WK 46

Wärmebehandlung 1

Weichglühen 1

Homogenisieren 1

Aushärten (Vergüten) 2

WK 47

Einfluß der Zusammensetzung bei Leichtmetallen 1

Al-Legierungen mit Mg-, Mn- und Mg-Si-Gehalten . . 1

Tafel 1. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Aluminium — un — und Al-Mg-Si-Legierungen 2

Al-Legierungen mit höherem Si-Gehalt 3

Tafel 2. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Al-Si-Legierungen 5

Al-Legierungen mit Cu- und Mg-Gehalt 8

Tafel 3. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Al-Cu-Mg-Legierungen 9

Al-Legierungen mit höherem Mg-Gehalt 16

Tafel 4. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Al-Cu-Ni-Legierungen 17

Tafel 5. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Al-Mg-Legierungen 19

WK 48

Magnesium und Magnesium-Legierungen 1

Herstellung 1

Weiterverarbeitung 1

	Seite
	WK 49
Gefügelehre bei Mg-Legierungen	1
	WK 50
Einfluß der Zusammensetzung bei Mg-Legierungen	1
Tafel 1. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Magnesium-Legierungen	2
	WK 51
Nichtmetallische Werkstoffe	1
	WK 52
Hölzer	1
Einteilung	1
Aufbau	2
Einfluß des Aufbaues	5
Einfluß des Feuchtigkeitsgehaltes	9
	WK 53
Holzarten	1
Tafel 1. Festigkeitseigenschaften verschiedener Holzarten (Vollholz)	3
	WK 54
Schichtholz und Sperrholz	1
Herstellung	2
Aufbau	4
Tafel 1. Festigkeitseigenschaften von Birke und Buche (Voll- und Schichtholz)	5
	WK 55
Verleimung	1
	WK 56
Faserstoffe	1
Leinen	1
Baumwolle	1
Seide	2
Kunstseide	2
Verarbeitung	2

Seite

WK 57

Kunststoffe 1

Tafel 1. Festigkeitseigenschaften von Kunstharz-Preß-stoffen 2

Tafel 2. Bindefestigkeitswerte von Kunstharz-Leim-verbindungen 3

Tafel 3. Festigkeitseigenschaften von geschichteten Phenol-Kunstharzstoffen 4

Einleitung.

1. Hochbeanspruchte Bauteile erfordern hochwertige Werkstoffe.

Einen Universal-Werkstoff, der allen Anforderungen gerecht wird, gibt es nicht. Die **Anforderungen** sind:

Geringes Gewicht.
Hohe Festigkeit.
Gute Zähigkeit in Wärme und Kälte.
Beständigkeit gegenüber Witterungseinflüssen.
Gute Wärmeleitfähigkeit.

Man muß deshalb den Werkstoff auswählen, der den maßgeblichen Anforderungen jeweils am besten entspricht.

Verwechselungen von Werkstoffen,
falsche Werkstoffauswahl,
falsche Behandlung und Verarbeitung

können zu schwerwiegenden Betriebsstörungen Anlaß geben.

2. Daher ist eingehende **Werkstoff-Kenntnis** nötig bei

Werkstoffauswahl,
Verarbeitung zu Fertigteilen,
Lagerung der Halbzeuge und Fertigteile,
Wartung des Gerätes.

3. Aus den Beobachtungen bei Versuchen unter bestimmten Bedingungen kennt man das Verhalten der Werkstoffe gegenüber bestimmten Beanspruchungen. Nach dem Verhalten im Betrieb kann man deshalb Rückschlüsse ziehen auf die Art und Höhe der Betriebsbeanspruchungen. Dies ist wichtig für die Klarstellung der Ursachen von im Betriebe aufgetretenen Störungen.

Grundbegriffe und Verfahren der Werkstoffprüfung.

1. Lediglich auf Grund der physikalischen und chemischen Kennwerte können die Eigenschaften und das Verhalten im Betriebe nicht vorausgesagt werden.

Um Angaben darüber zu erhalten, sind eine Reihe von Prüfverfahren entwickelt worden, die auf einfache Weise vergleichbare und jederzeit wiederholbare Ergebnisse liefern sollen. Man unterscheidet:

a) **betriebsmäßige Prüfung.**

Sie dient der Kontrolle der Halbzeuge und Fertigteile hinsichtlich Geeignetheit und Gleichmäßigkeit. Sie spielt bei Abnahmeversuchen eine große Rolle.

b) **wissenschaftliche Forschung.**

Diese liefert die Unterlagen für die Werkstoffauswahl und die Bemessung der Konstruktionsteile.

2. Der Leichtbau erfordert die Ausnutzung der Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe bis an die zulässige Grenze. Deshalb kommt den **mechanischen Prüfverfahren,** die den Widerstand des Werkstoffes gegenüber mechanischer Beanspruchung ermitteln, große Bedeutung zu. Man unterscheidet:

a) **statische Versuche.**

Bei diesen wird das Verhalten gegenüber ruhender oder langsam gesteigerter Belastung untersucht und der Formänderungswiderstand sowie das Formänderungsvermögen ermittelt.

b) **dynamische Versuche.**

Bei diesen werden die Versuchsstücke stoßweisen oder in bestimmten Grenzen wechselnden Beanspruchungen unterworfen. Derartige Prüfungen kommen den Verhältnissen des praktischen Betriebes am nächsten.

3. Bei den mechanischen Versuchen werden die Versuchsstücke in entsprechenden **Prüfmaschinen** durch Gewichts-, Hebel-, Schraubspindel-Belastung oder durch Flüssigkeitsdruck beansprucht.

Die ausgeübten Kräfte oder Momente werden durch Pendelwaagen, Laufgewichtswaagen oder Manometer gemessen.

Die Formänderungen der Versuchsstücke infolge der Beanspruchung werden durch Dehnungsmeßgeräte festgestellt.

4. Um die **Ergebnisse** verschieden großer Proben miteinander vergleichen zu können, bezieht man die aufgebrachte Belastung auf die Einheit des tragenden Querschnittes.

Man dividiert also die Belastungsanzeige P (kg) der Prüfmaschine durch die Querschnittsfläche F (mm^2) der Probe und bezeichnet diese bezogene Belastung als Beanspruchung oder Spannung (kg/mm^2).

Nach DIN 1350 und 1602 ist die Bezeichnung für Spannungen senkrecht zur Querschnittsebene (Normalspannungen) σ (griech. Buchstabe Sigma), für Spannungen in der Ebene des Querschnittes τ (griech. Buchstabe Tau).

Beispiel: Bei Zug beanspruchung ist die Spannung:

$$\sigma = \frac{P}{F}\ kg/mm^2$$

bei Abscher beanspruchung ist die Spannung:

$$\tau = \frac{P}{F}\ kg/mm^2$$

5. Die **Formänderungen** der Probe sind entweder Längenänderungen oder Winkeländerungen. Für geometrisch ähnliche Proben aus gleichem Werkstoff gilt das Ähnlichkeitsgesetz, d. h. bei gleicher Beanspruchung ist die Formänderung der Probengröße proportional.

Dehnt sich ein Zugstab von 100 mm Länge unter einer bestimmten Spannung um 1 mm, so dehnt sich ein 200 mm langer Stab um 2 mm.

Um verschieden lange Proben miteinander vergleichen zu können, bezieht man die Längenänderungen auf die ursprüngliche Stablänge und gibt sie in Prozenten derselben an.

Im obigen Beispiel ist die Längenänderung

$$\frac{1}{100} \cdot 100 = \frac{2}{200} \cdot 100 = 1\%$$

Härteprüfung.

1. Das am einfachsten zu handhabende Prüfverfahren ist die Härteprüfung. Es läßt sich schnell und meist ohne besondere Probenherstellung durchführen.

Die Veränderungen an den geprüften Stücken sind so geringfügig, daß auch Fertigteile weiterhin verwenbar bleiben.

2. Als **Härte** eines Werkstoffes bezeichnet man seinen Widerstand gegenüber dem Eindringen eines anderen Körpers.

Von den verschiedenen Verfahren haben die Eindruck-Verfahren die größte Anwendung gefunden.

Kugeldruck=Versuch nach Brinell.

1. Das Brinell=Verfahren beruht darauf, eine gehärtete Stahl= oder Diamantkugel von einem bestimmten Durchmesser unter einer festgesetzten Belastung in die blanke, ebene Oberfläche des Prüfstückes einzudrücken.

Der dadurch erzeugte Eindruck wird ausgemessen und daraus die Härte berechnet.

2. Als Brinellhärte H bezeichnet man die aufgebrachte Belastung P (kg) bezogen auf die Oberfläche des Eindruckes (mm^2). Die Härte wird berechnet aus der Formel:

$$H = \frac{P}{\pi \cdot D \cdot t} = \frac{2P}{\pi \cdot D\,(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \; (kg/mm^2)$$

D = Durchmesser der Kugel,
d = Durchmesser des Eindruckes.
t = Tiefe des Eindruckes.

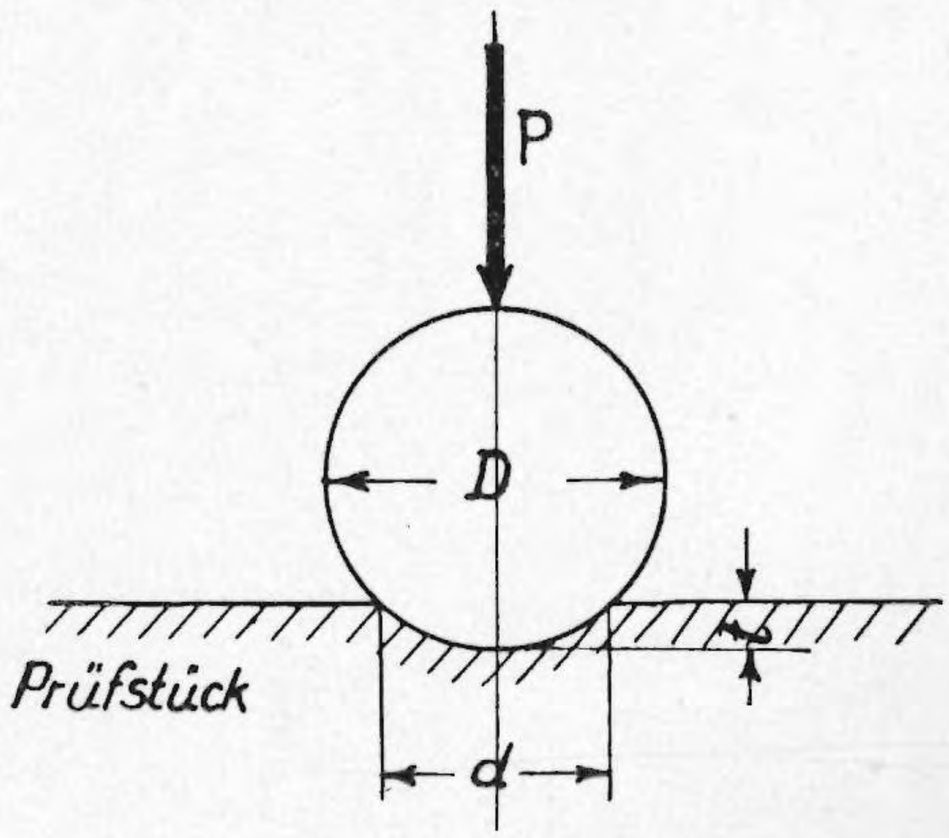

Abb. 1.
Schema der Kugeldruckprobe.

3. Für eine bestimmte Kugelgröße D und Belastung P kann man durch Ausmessen der Eindrucktiefe t oder des Durchmessers d die Härte errechnen.

Da t immer kleiner als d ist, erhält man durch Ausmessung von d die genaueren Werte. Die dazugehörige Härte H wird aus Tabellen oder Rechentafeln abgelesen. Nur bei Massenprüfungen gleichartiger Teile, bei denen es auf Gleichmäßigkeit ankommt, wendet man die Tiefenmessung an.

4. Die Versuchsdurchführung ist in DIN 1605 Bl. 3 festgelegt.

Die Belastung ist so zu wählen, daß der Eindruckdurchmesser zwischen 20 und 50 % des Kugeldurchmessers beträgt.

Empfohlen wird:

bei Stahl $P = 30\,D^2$ (D in mm),
bei Leichtmetall $P = 5\,D^2$,
z. B. bei 5-mm-Kugel $P = 125$ kg.

5. Der Kugeldurchmesser richtet sich nach der Größe und Dicke des Prüfstückes. Die Normalkugel hat 10 mm Durchmesser. Bei dünnwandigen Stücken (Rohre und Bleche) soll die Eindrucktiefe $^1/_7$ der Wanddicke nicht übersteigen. da sonst die Härtemessung durch die Härte der Unterlage beeinflußt wird.

6. Die Härte der Prüfkugel muß viel größer sein als der zu prüfende Werkstoff, da sie sich sonst abplattet und zu geringe Härtewerte ergibt.

Für Leichtmetalle, Kupferlegierungen und weiche Stähle benutzt man Stahlkugeln von etwa 600 kg/mm² Brinellhärte. Für hochfeste Stähle benutzt man Hartmetall-Kugeln (Widia) oder Diamantspitzen.

7. Die Belastung soll so lange wirken, bis das Eindringen des Prüfstempels zum Stillstand kommt.

Bei hartem Stahl genügen 10 Sek.,
bei weichem Stahl und Leichtmetallen 30 Sek.,
bei ganz weichen Legierungen 3 Min.

8. Die Prüfung kann mit jeder Prüfmaschine für Druckbelastung vorgenommen werden.

Meistens verwendet man Kugeldruckpressen, bei denen die Belastung durch Gewichte oder Federdruck ausgeübt wird.

Vielfach sind diese Geräte mit Einrichtungen zur Bestimmung der Eindrucktiefe oder des Eindruckdurchmessers ausgerüstet.

9. Die Ausmessung der Eindrücke hat in zwei zueinander senkrechten Richtungen zu erfolgen.

Die Meßgenauigkeit soll bei 10=mm=Kugeln und 5=mm=Kugeln mindestens 0,05 mm betragen, bei noch kleineren möglichst 0,01 mm sein.

10. Zur Bestimmung der Härte an unhandlichen oder eingebauten Teilen sind tragbare Geräte entwickelt worden.

11. Behelfsmäßig läßt sich die Härtebestimmung folgendermaßen ausführen:

a) Will man nur wissen, ob zwei Teile die gleiche Härte besitzen, so bringt man eine Kugel zwischen beide und preßt sie im Schraubstock oder mittels einer Zwinge gegeneinander. Die Härte des Probestückes H_n verhält sich zur Härte des Vergleichsstückes H_v umgekehrt wie die Quadrate der Eindruckdurchmesser.

$$\boxed{\frac{Hp}{Hv} = \frac{dv^2}{dp^2}} \quad \text{daraus}$$

$$\boxed{Hp = Hv \cdot \left(\frac{dv}{dp}\right)^2}$$

b) Noch einfacher ist die Benutzung von Vergleichsplättchen mit bekannter Härte in verschiedenen Abstufungen (z. B. 200, 240, 280 kg/mm²). Man geht wie unter a) beschrieben vor, wobei man das Vergleichsplättchen herausucht, das den gleichen Eindruck besitzt wie das Prüfstück.

Das Einführen der Kugel wird durch einen Kugelhalter aus dünnem Blech erleichtert.

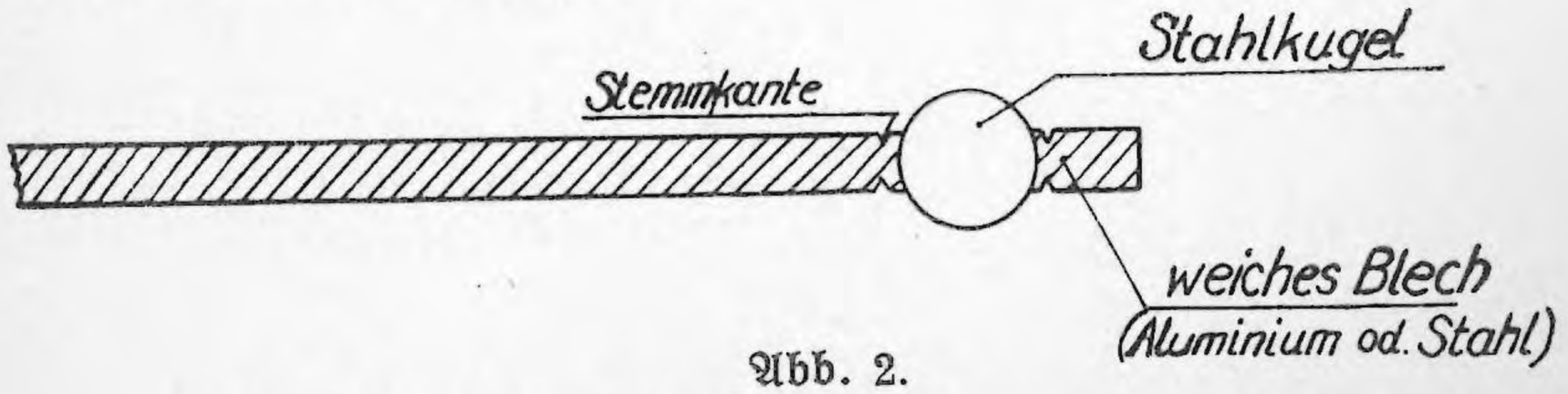

Abb. 2.

Kugelhalter für behelfsmäßige Kugeldruckversuche.

12. Zwischen Brinellhärte und der Zugfestigkeit von zähen Werkstoffen besteht ein gewisser Zusammenhang. Man kann deshalb aus den Härtewerten überschläglich die Zugfestigkeit errechnen. Der Umrechnungsfaktor ändert sich mit dem Werkstoff. Mit ausreichender Genauigkeit gilt für:

geglühten Stahl: **Zugfestigkeit** . . . . . = 0,36 x H
vergüteten Chrom-Molybdänstahl . = 0,35 x H
vergüteten Chrom-Nickelstahl . . . = 0,34 x H
Aluminium und Al-Legierungen = 0,40 x H

Die Umrechnung gilt nur für Knetlegierungen. Bei Gußlegierungen besteht kein eindeutiger Zusammenhang. Ebenso gilt die Umrechnung nur für die Festigkeit in Faserrichtung des Werkstoffes.

Härteprüfung nach Rockwell.

1. Das Rockwell-Verfahren beruht auf der Messung der Eindrucktiefe. Als Prüfstempel werden bei weichen Werkstoffen gehärtete Stahlkugeln von $^1/_8''$ oder $^1/_{16}''$, bei gehärteten oder vergüteten Stählen ein Diamantkegel mit 120° Spitzenwinkel benutzt.

Die Eindrucktiefe wird an einer Meßuhr abgelesen.

2. Die Versuchsdurchführung ist in DIN DVM A 102 festgelegt. Um ein gutes Aufsitzen des Prüfstempels auf der Prüfstückoberfläche zu gewährleisten, bringt man zunächst eine Vorlast von 10 kg auf. Unter dieser Belastung stellt man den Nullpunkt der Meßuhr ein (a).

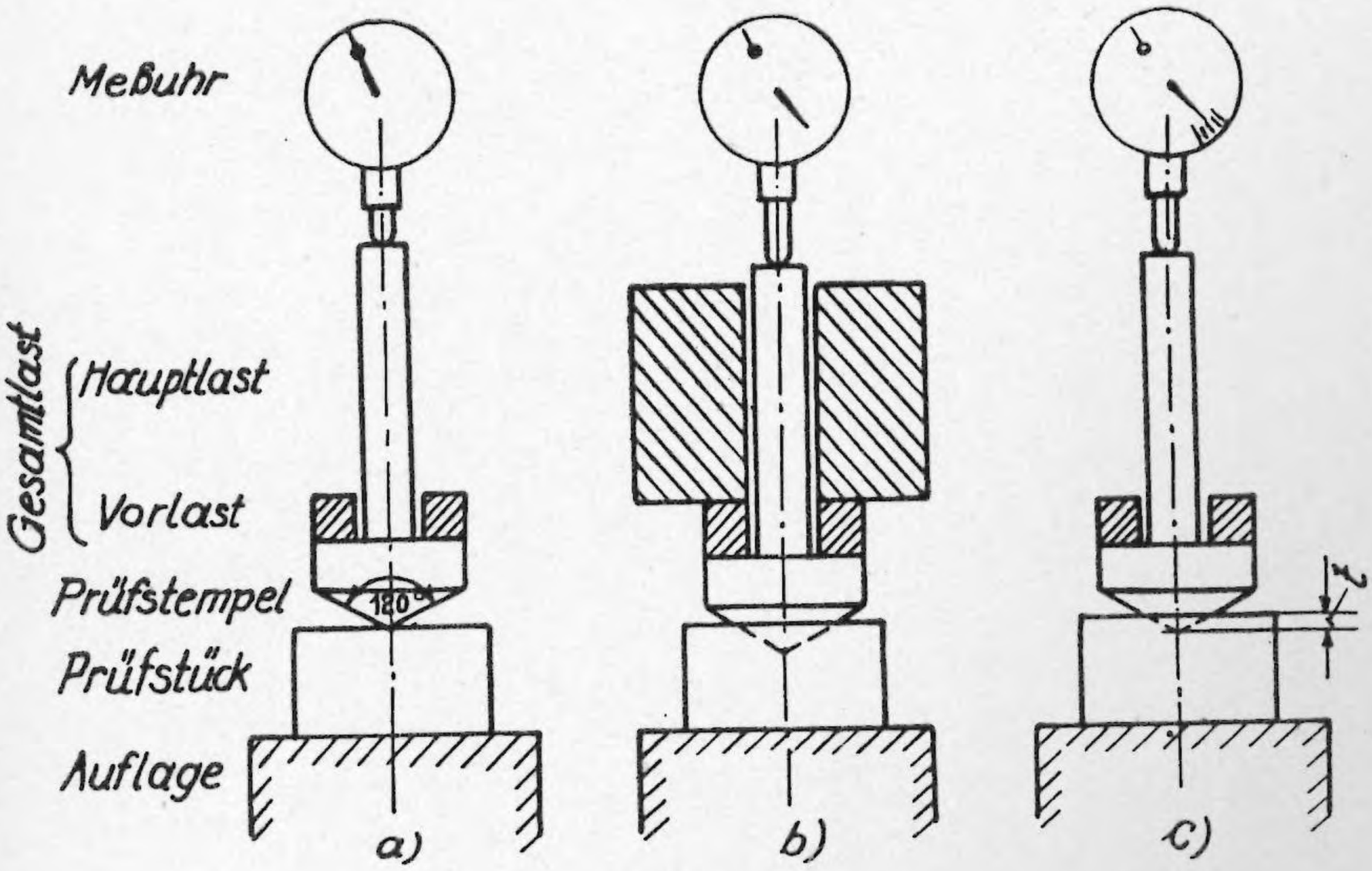

Abb. 1.
Schematische Durchführung der Rockwell-Prüfung.

Dann bringt man die Hauptlast dazu, so daß eine Gesamtlast von 150 kg auf dem Prüfstempel ruht (b).

Die Eindrucktiefe wird gemessen, nachdem die Hauptlast entfernt ist, die Vorlast aber noch weiter wirkt (c).

3. Als **Rockwell-Härte** bezeichnet man die Tiefe des Eindruckes ausgedrückt in Einheiten von 0,002 mm. Die Eindrucktiefe ergibt von der Zahl 100 abgezogen die Rockwell-Härte R_c.

$R_c = 60$ bedeutet z. B., daß der Eindruck $40 \times 0{,}002 = 0{,}08$ (mm) tief ist.

4. Der Hauptvorteil des Rockwell-Verfahrens ist seine einfache Durchführung. Es wird deshalb hauptsächlich zu Betriebsprüfungen von Massenteilen angewendet.

5. Der Zusammenhang zwischen Rockwell-Härte R_c und der Brinell-Härte ist aus Abb. 2 zu entnehmen. Im Bereich von 400 bis 600 kg/mm² Brinell-Härte ist die Brinell-Zahl ungefähr gleich der zehnfachen Rockwell-Zahl.

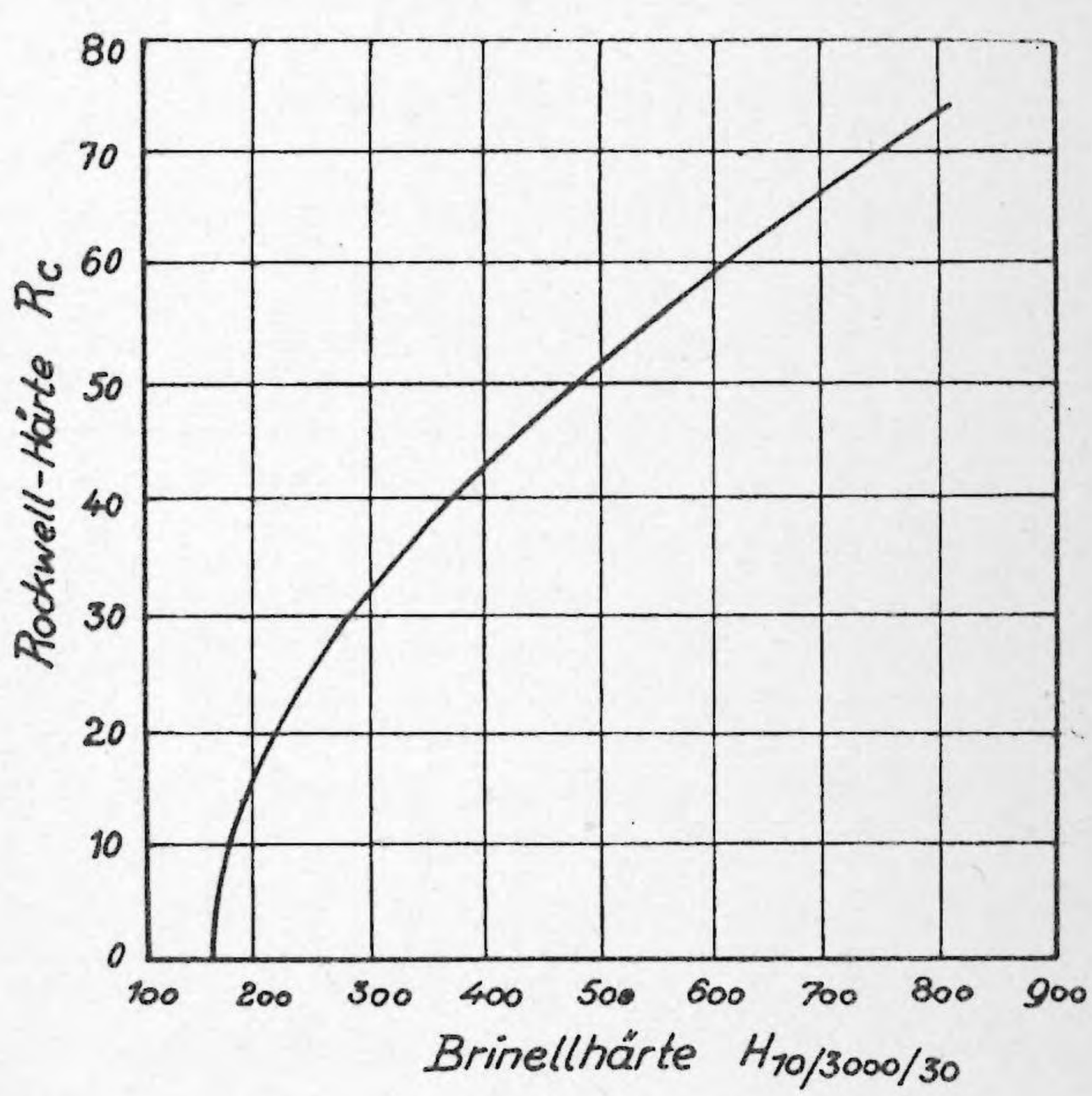

Abb. 2.
Zusammenhang zwischen Rockwell-Härte R_c und Brinell-Härte H_n.

Härteprüfung nach Vickers.

1. Das Verfahren wird hauptsächlich zur Prüfung dünner Schichten benutzt, bei denen das Brinell- und das Rockwell-Verfahren nicht anwendbar sind.

Man benutzt als Prüfstempel eine vierflächige Diamantpyramide mit 136° Scheitelwinkel.

2. Als **Härtewert** V_h wird die auf die Eindruck-Oberfläche bezogene Prüflast angegeben.

Die Oberfläche wird aus der Eindruckdiagonale berechnet. Es ist die Oberfläche des Eindruckes O:

$$O = \frac{a^2}{\sin 68°} = \frac{\left(D/\sqrt{2}\right)^2}{\sin 68°} = \frac{1}{1{,}854} \cdot D^2 \ (mm^2)$$

$$V_h = 1{,}854 \cdot \frac{P}{D^2} (kg/mm^2)$$

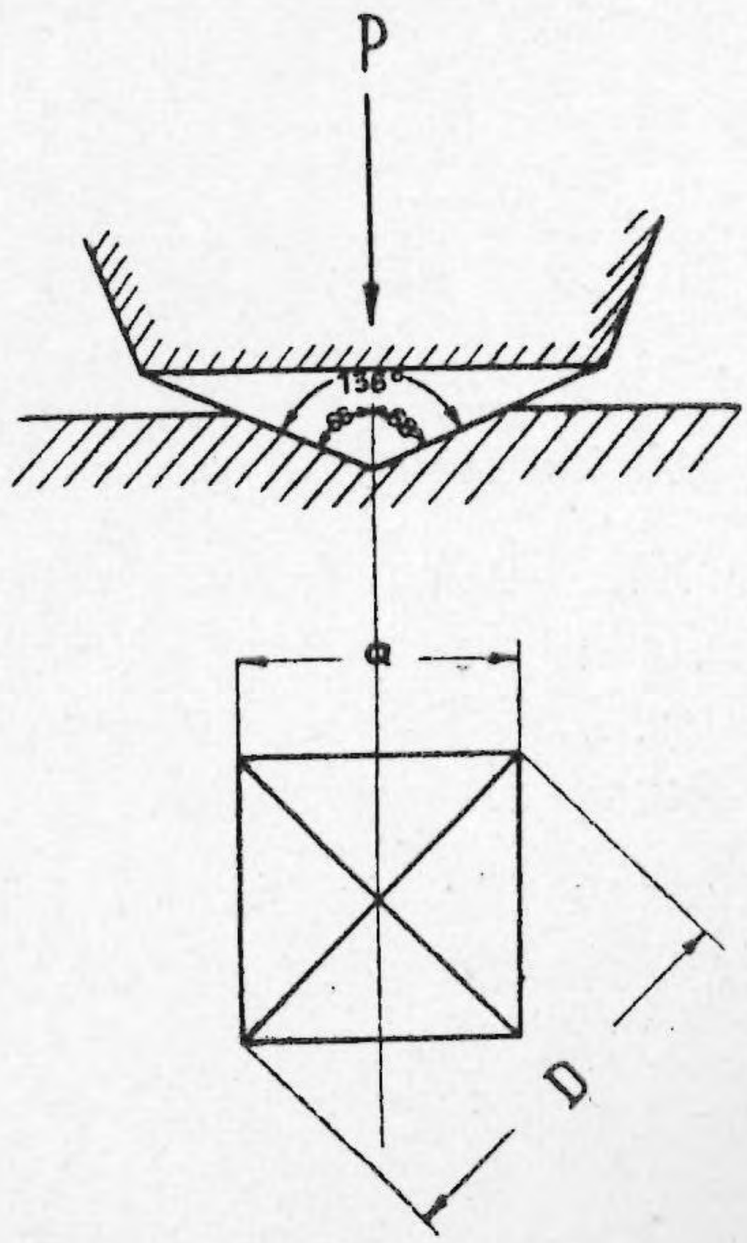

Abb. 1.
Schema der Vickers-Härteprüfung.

3. Da die Länge der Diagonale etwa das Siebenfache der Eindrucktiefe darstellt, erhält man schon bei ganz geringen Eindrucktiefen genügend große Diagonal-Längen. Man wendet deshalb nur ganz kleine Prüflasten an.

4. Zur Ausmessung der Eindrücke sind optische Geräte mit 70- bis 100-facher Vergrößerung erforderlich. Diese Einrichtungen sind in den Prüfgeräten bereits eingebaut, so daß man die Eindruckwerte direkt ablesen kann.

5. Die Beziehung zwischen Vickers-Härte V_h und Brinell-Härte ist aus Abb. 2 ersichtlich.

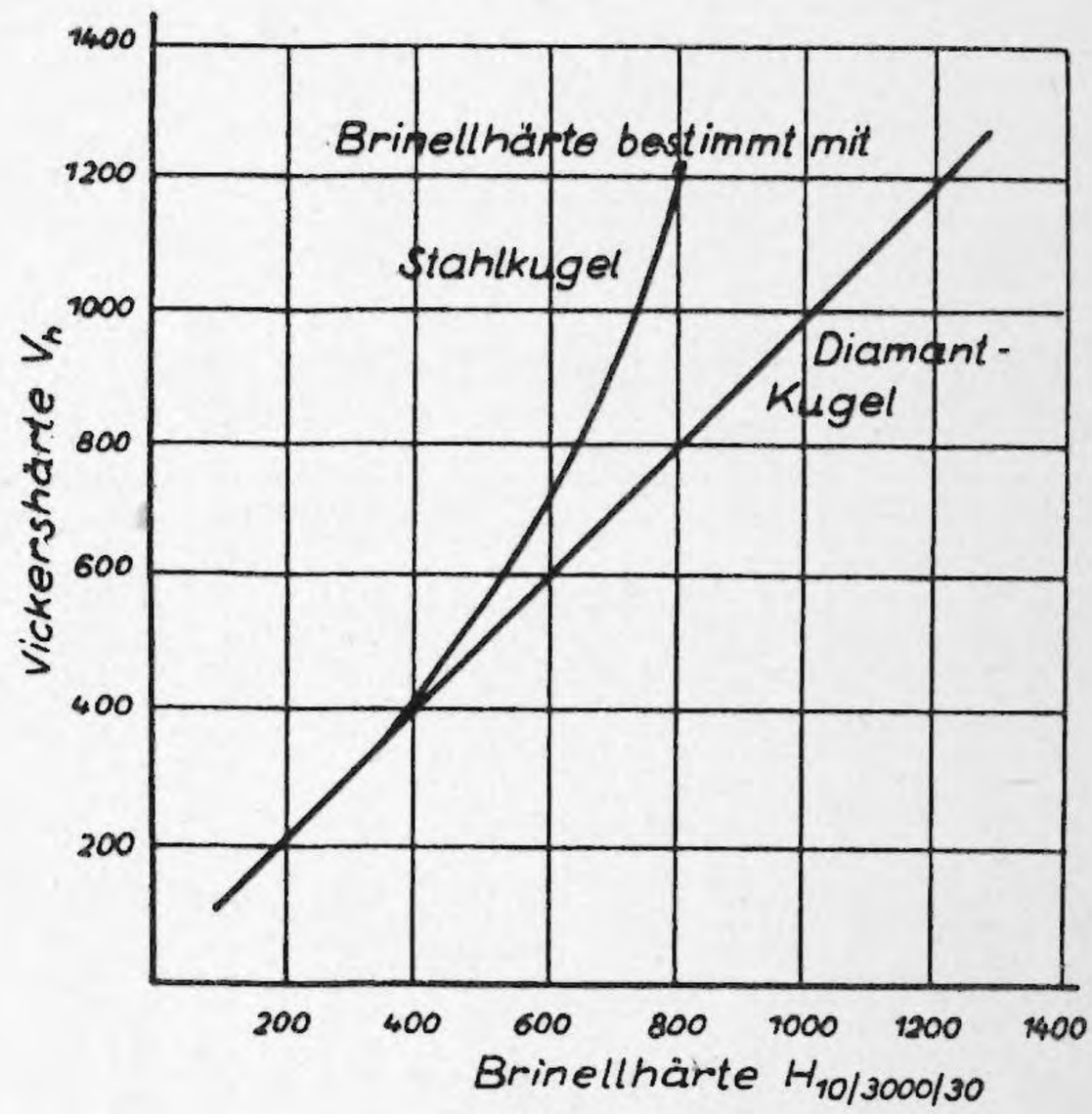

Abb. 2.
Zusammenhang zwischen Vickers-Härte V_h und Brinell-Härte $H_{..}$.

Benutzt man in beiden Fällen Diamant-Prüfspitzen, so erhält man bei beiden Verfahren die gleiche Härtezahl. Die Stahlkugel ergibt infolge Abplattung bei härteren Werkstoffen kleinere Härtewerte als der Vickers-Härte entspricht.

6. Die **Prüfeinrichtungen** für die Vickers-Härtebestimmung sind die gleichen wie für die Brinell-Prüfung, nur die Belastungen sind entsprechend geringer. Das Vickers-Verfahren wird hauptsächlich zur Härtebestimmung von Einsatzschichten oder Überzügen angewendet.

Allgemeines über Zugprüfung.

1. Der Zugversuch bildet bei den meisten Werkstoffen die Grundlage der Prüfung, aus der mit großer Zuverlässigkeit Schlüsse auf die Eignung des Werkstoffes gezogen werden können.

Die Abnahmeprüfung für Werkstoffe und Halbzeuge baut sich auf den Zugversuch auf. Die dabei festgestellten Werte von Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung dienen zur Kennzeichnung eines Werkstoffes und seines Behandlungszustandes.

2. Die Versuche werden an ganzen Stücken oder daraus entnommenen Probestäben durchgeführt.

Die Entnahme der Probestäbe aus Blechen, Rohren, Stangen und Profilen hat auf kaltem Weg zu erfolgen.

3. Die Formen der Probestäbe sind in DIN 1605 Bl. 2 festgelegt. Der Probestab-Querschnitt kann kreisförmig oder rechteckig sein.

4. Als **Normalstab** gilt ein Rundstab von 20 mm ∅ oder ein flächengleicher Flachstab.

Für die Bestimmung der Bruchdehnung ist eine Meßlänge L_o gleich dem zehnfachen Stabdurchmesser festgelegt. Die so ermittelte Dehnung wird mit δ_{10} (griech. Buchstabe Delta).

Aus dem Kreisquerschnitt von 20 mm ∅

$$F_o = \frac{\pi}{4} d^2 = \frac{\pi}{4} \cdot 400 = 314 \text{ (mm}^2\text{)}$$

ergibt sich die Meßlänge L_o:

$$L_o = 10 \times d = 200 \text{ (mm)}$$

Als Funktion der Querschnittsfläche F_o ausgedrückt, ist

$$d = \sqrt{\frac{4}{\pi} \cdot F_o} = 1{,}13 \times \sqrt{F_o}$$

und daraus

$$L_o = 10\,d = 11{,}3 \times \sqrt{F_o}$$

5. Die Verwendung der Normalprobe ist nicht immer möglich, weil die Abmessungen des Stückes dazu nicht ausreichen. Man verwendet deshalb meistens Proben kleinerer Abmessungen.

6. Durch Vergleichsversuche ist erwiesen, daß die Probengröße ohne Einfluß auf die Festigkeitswerte ist.

Auch die Deckungswerte sind praktisch bei allen Stäben die gleichen, wenn ihre Meßlänge das gleiche Vielfache von $\sqrt{F_o}$ beträgt. Stäbe mit einer Meßlänge $L = 10\,d$ bezeichnet man als **Proportionalstäbe,** Stäbe mit $L = 5\,d$ als Halbproportionalstäbe.

7. Die Stabformen für dünne Bleche sind nach DIN DVM A 114 festgelegt.

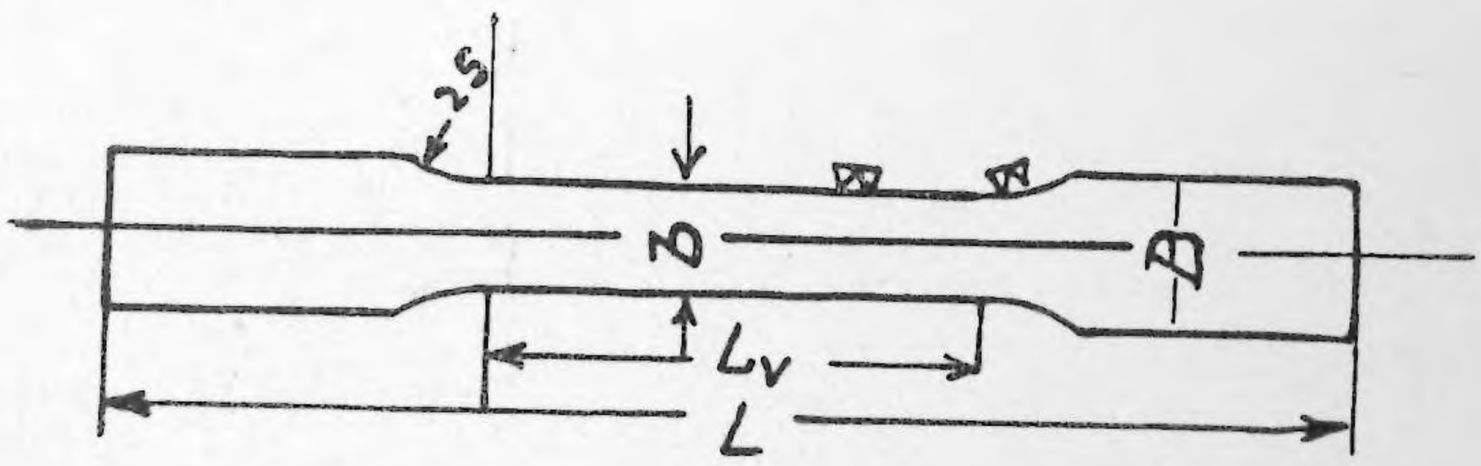

Abb. 1.
Form der Zerreißproben für dünne Bleche.

Blechdicke mm	Stablänge L	Versuchslänge L_v	Stabbreite b	Kopfbreite B
2 bis 5	220	120	20	28
0,5 bis 1,9	165	65	15	21
0,1 bis 0,4	120	25	10	15

8. Werden aus Rohren Zugproben entnommen, so gelten die gleichen Stabformen wie bei Blechen.

Die Versuchslänge wird in der gekrümmten Form belassen, die Stabköpfe flachgedrückt.

Prüfmaschinen.

1. Die Zugversuche werden in besonderen Prüfmaschinen durchgeführt.

Sie bestehen aus dem Rahmen, dem Kraftantrieb und dem Kraftmesser.

Die Stabköpfe werden durch Einspannköpfe gefaßt. Die Kraftübertragung erfolgt durch Keilbacken oder Schulterringe oder Gewindemuffen.

Die Kraftmessung erfolgt durch Pendelwaage, Laufgewichtswaage oder Federmanometer.

Die **Genauigkeit** der Kraftmessung soll ± 1 % betragen.

Entsprechend der Probengröße werden die Prüfmaschinen mit verschiedenen Meßbereichen (meistens $^1/_1$, $^1/_2$ und $^1/_5$ der Höchstlast) ausgerüstet. Die Genauigkeit von ± 1 % wird von $^1/_{10}$ des jeweiligen Meßbereiches aufwärts gewährleistet. Z. B. eine 10-t-Prüfmaschine muß im 5-t-Meßbereich eine Last von 500 kg auf 5 kg genau anzeigen.

2. Die Prüfmaschinen müssen in gewissen Zeitabständen auf ihr einwandfreies Arbeiten gemäß DIN 1604 nachgeprüft werden. Die **Eichung** erfolgt bei kleinen Kräften durch direkte Gewichtsbelastung, bei großen Kräften durch besonders geeichte Probestäbe aus hochwertigem Stahl (Kontrollstäbe) oder Kraftprüfer (Meßdosen, Meßbügel).

3. Den Kraftverlauf während des Versuches kann man durch Schreibvorrichtungen aufzeichnen lassen. Die Beobachtung der Höchstlast wird durch einen mitgenommenen Schleppzeiger erleichtert.

Durchführung der Zugprüfung.

1. Die Belastung soll langsam und stoßfrei gesteigert werden. Die Belastungsgeschwindigkeit soll etwa 1 kg/mm² je Sek. nicht übersteigen, da sonst die Kraftmessung ungenau wird.

2. Wird eine Zugprobe in der angegebenen Weise belastet, und die auftretende Dehnung beobachtet, so ergibt sich folgendes:

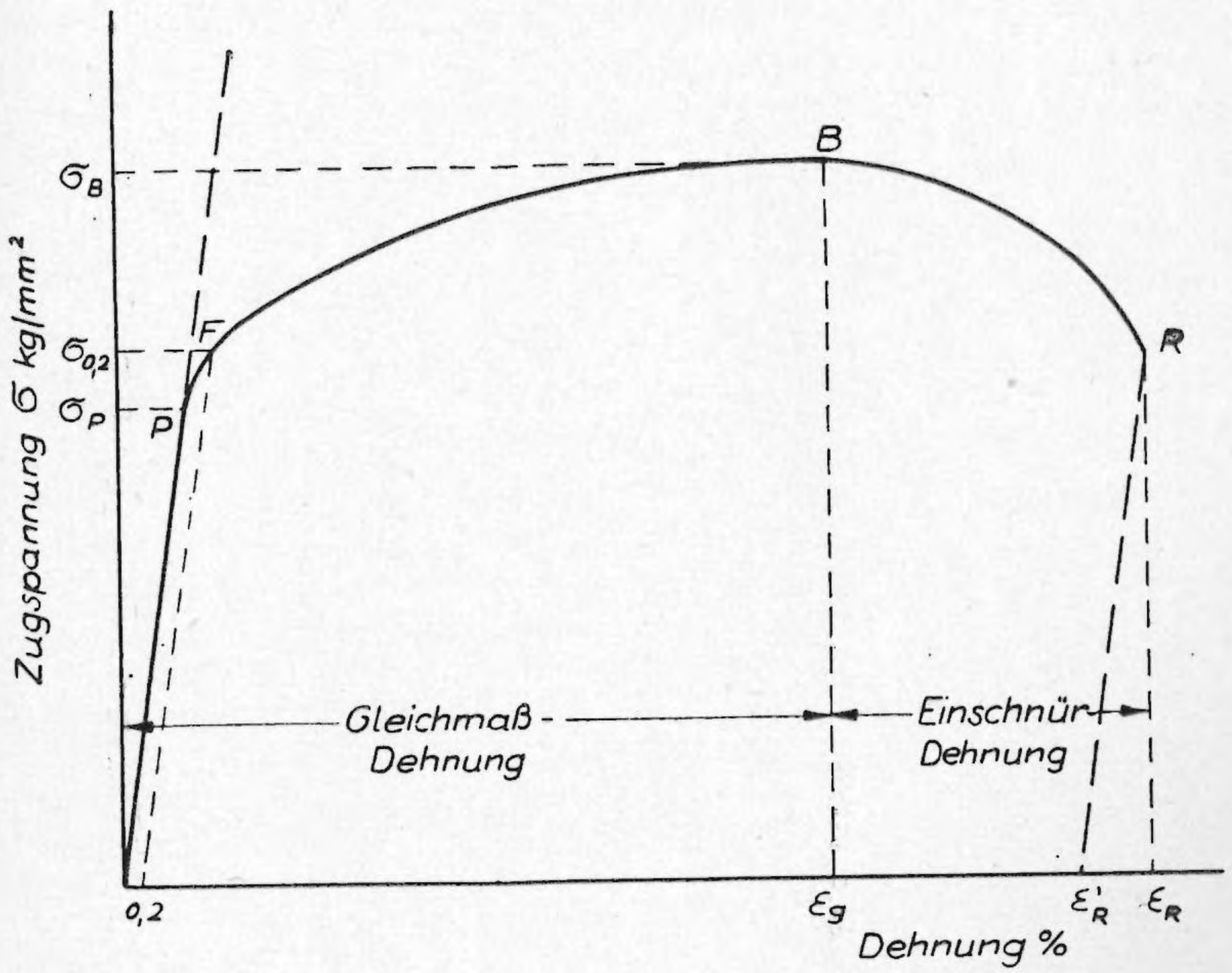

Abb. 1.
Spannungs-Dehnungs-Schaubild eines zähen Werkstoffes.

a) Zuerst steigt die Belastung im gleichen Verhältnis, wie sich die Einspannköpfe der Maschine voneinander entfernen. Der Probestab verlängert sich dabei bis zum Punkt P.

b) Von da ab nimmt die Belastung bei gleichmäßiger Dehnungsgeschwindigkeit immer langsamer zu bis zum Punkt B.

c) Dann fällt sie wieder ab bis zum Punkt R, wo die Probe zerreißt.

In Abb. 1 sind nicht die Maschinen-Anzeige (kg) und die Vergrößerung des Abstandes der Einspannköpfe aufgetragen, sondern die auf die Querschnitteinheit bezogenen Spannungen und Dehnungen (vgl. WK. 2, 4).

3. An der Probe sind während des Versuches folgende Veränderungen vor sich gegangen:

a) Bis zum Punkt P sind die Dehnungen den Spannungen proportional, das heißt, erhöht man die Beanspruchung auf den doppelten Wert, so länat sich die Probe auf den doppelten Dehnungsbetrag. Diese Gesetzmäßigkeit bezeichnet man als das Hookesche Gesetz.

Nimmt man in diesem Beanspruchungsbereich die Belastung von der Probe weg, so verkürzt sich dieselbe auf ihren Ausgangswert. Der Werkstoff verhält sich vollkommen elastisch.

Die Belastung kann beliebig oft aufgebracht werden, immer stellt sich bei der gleichen Belastung die gleiche Dehnung ein.

Mathematisch ausgedrückt, lautet das Gesetz

$$\varepsilon = \alpha \cdot \sigma \ (\%)$$

Den Faktor α bezeichnet man als Dehnzahl, seinen Kehrwert

$$\frac{1}{\alpha} = \frac{\sigma}{\varepsilon} = E \left(\frac{\text{kg/mm}^2}{\%} \right)$$

als **Elastizitätsmodul** (E-Modul). Der E-Modul wird entweder in kg/mm² oder kg/cm² angegeben. Er ist

z. B. bei **Stahl** = 20 000 kg/mm²,
bei **Al-Leg.** = 7500 kg/mm²,
bei **Kiefernholz** = 1200 kg/mm².

Der E-Modul bedeutet also die rechnerische Spannung, bei welcher der Werkstoff sich um 100 % gedehnt haben würde, — wenn nicht vorher das Hookesche Gesetz seine Gültigkeit verloren hätte.

b) Aus dem Kurvenverlauf in Abb. 1 geht hervor, daß nach Überschreitung der Spannung σ_p, der **Proportionalitätsgrenze,** die Dehnungen rascher zunehmen als die Spannungen, d. h. die angegebene Beziehung ist nicht mehr gültig. Der E-Modul ist deshalb keine wirklich erreichbare Werkstoff-Festigkeit, sondern nur eine Rechengröße, die das Dehnverhalten bei niedrigen Beanspruchungen beschreibt.

Beim Entlasten von Spannungen oberhalb σ_p gehen die Dehnungen nicht mehr vollkommen zurück. Es bleibt eine gewisse Verlängerung zurück, die um so größer ist, je mehr die Spannung σ_p überschritten wurde.

Die Spannung, bei der die ersten bleibenden Dehnungen festgestellt werden, bezeichnet man als **Elastizitätsgrenze.** Sie ist bei den Fliegwerkstoffen als die Spannung festgelegt, bei der sich die Meßlänge um 0,02% ihrer ursprünglichen Länge bleibend gedehnt hat.

Für die meisten Werkstoffe fällt die 0,02-Grenze praktisch mit der P-Grenze zusammen.

c) Wird die Spannung weiter erhöht, so beginnt der Werkstoff zu fließen. Der Dehnungszuwachs ist jetzt größtenteils bleibend.

Die Spannung, bei der eine bleibende Dehnung von 0,2% der ursprünglichen Meßlänge nach der Entlastung zurückbleibt (Punkt F in Abb. 1), wird als **Fließgrenze** oder **0,2-Grenze** bezeichnet. Die Fließgrenze ist ein wichtiger Spannungswert für den Konstrukteur.

0,2% bleibende Dehnung wurde durch Übereinkunft festgelegt, weil bei Werkstoffen mit ausgeprägtem Fließbeginn, wie z. B. weiche Baustähle, das Fließen bei etwa dem gleichen Dehnungswert einsetzt.

Der Übergang vom elastischen Bereich in den plastischen erfolgt bei diesen Werkstoffen ziemlich unvermittelt. Man spricht dabei von einer ausgeprägten Streckgrenze. An Proben, die von der Warmverarbeitung noch eine Zunderschicht auf der Oberfläche aufweisen, beobachtet man ein Abspringen des Zunders beim Einsetzen des Fließens.

d) Bei weiterem Dehnen der Probe steigt die Belastung immer langsamer an, bis im Punkt B die Höchstlast erreicht ist. Diese auf den Ausgangsquerschnitt der Probe bezogene Belastung wird als **Zugfestigkeit** oder **Bruchspannung** σ_B bezeichnet.

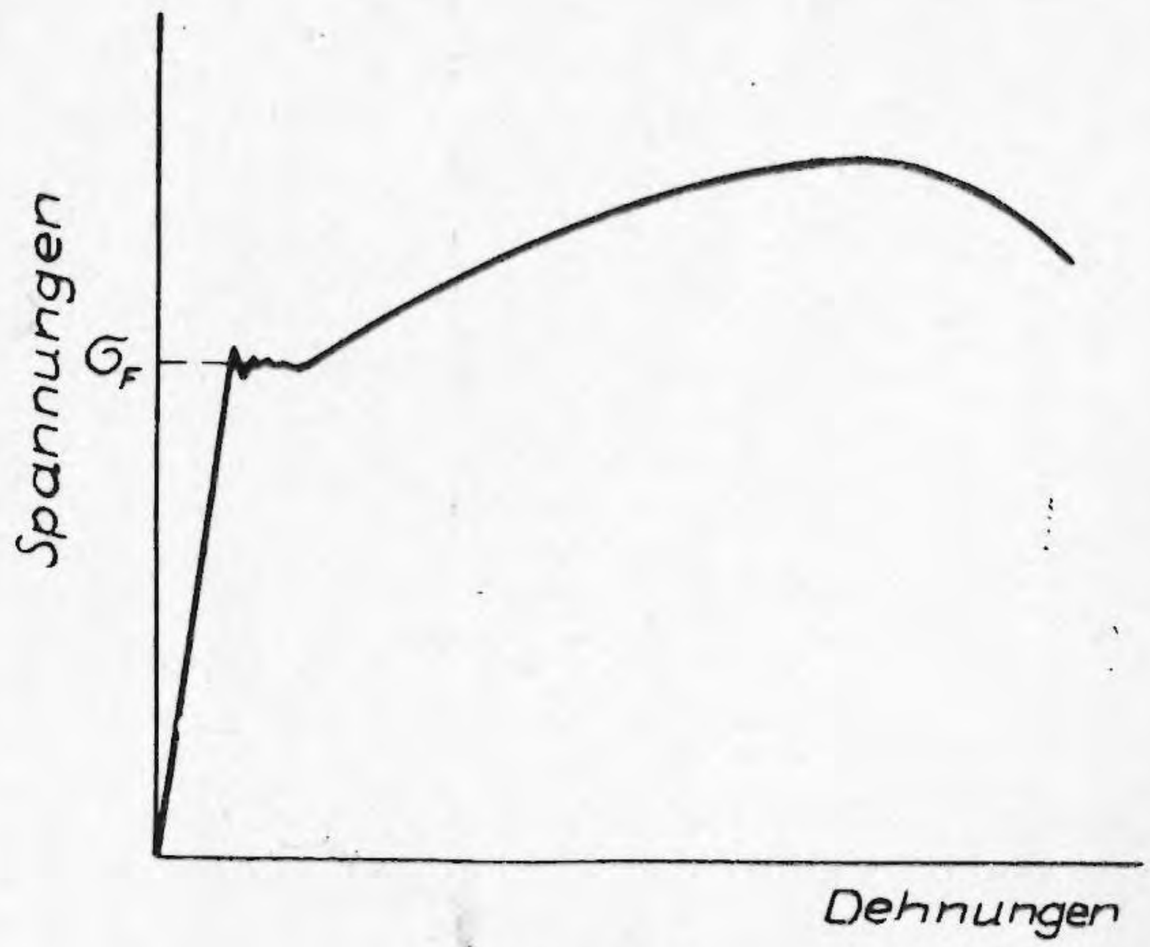

Abb. 2.
Spannungs-Dehnungs-Schaubild eines Werkstoffes mit ausgeprägter Streckgrenze.

Bei spröden Werkstoffen (gehärteten Stählen, Gußlegierungen, Kunstharzstoffen, Hölzern) tritt in diesem Punkt der Bruch der Probe ein. Bei zähen Werkstoffen zeigt sich an der Probe eine neue Erscheinung.

e) Bis zum Punkt B hat sich der Stab gleichmäßig über die ganze Versuchslänge gedehnt. Diese Dehnung bezeichnet man als **Gleichmaßdehnung.** Von nun an beginnt sich der Stab an seiner schwächsten Stelle einzuschnüren, die Belastung der Maschine sinkt dabei ab entsprechend der Querschnittsverminderung, bis im Punkte R der Stab in zwei Teile zerreißt.

Die Bruchenden der Stäbe erwärmen sich bei Stahlstäben gut handwarm, und die Bruchstücke sind magnetisch geworden.

4. Es ist streng genommen nicht richtig, die Belastung auf den Anfangsquerschnitt zu beziehen, da mit zunehmender Veränderung der Stabquerschnitt immer kleiner wird.

Bezieht man die Belastung auf den tatsächlich vorhandenen Probenquerschnitt, so ergibt sich die **„wahre Spannung“**. Der Verlauf der „wahren Spannung“ σ unterscheidet sich von dem in der üblichen Weise ermittelten besonders im letzten Teil der Kurve. Der Querschnitt der Probe verjüngt sich nämlich schneller als die Belastung absinkt. Dadurch steigt die Spannung bis zum

Augenblick des Bruches an. Die auf den eingeschnürten Querschnitt im Augenblick des Bruches wirkende Belastung wird als **Reißspannung** bezeichnet.

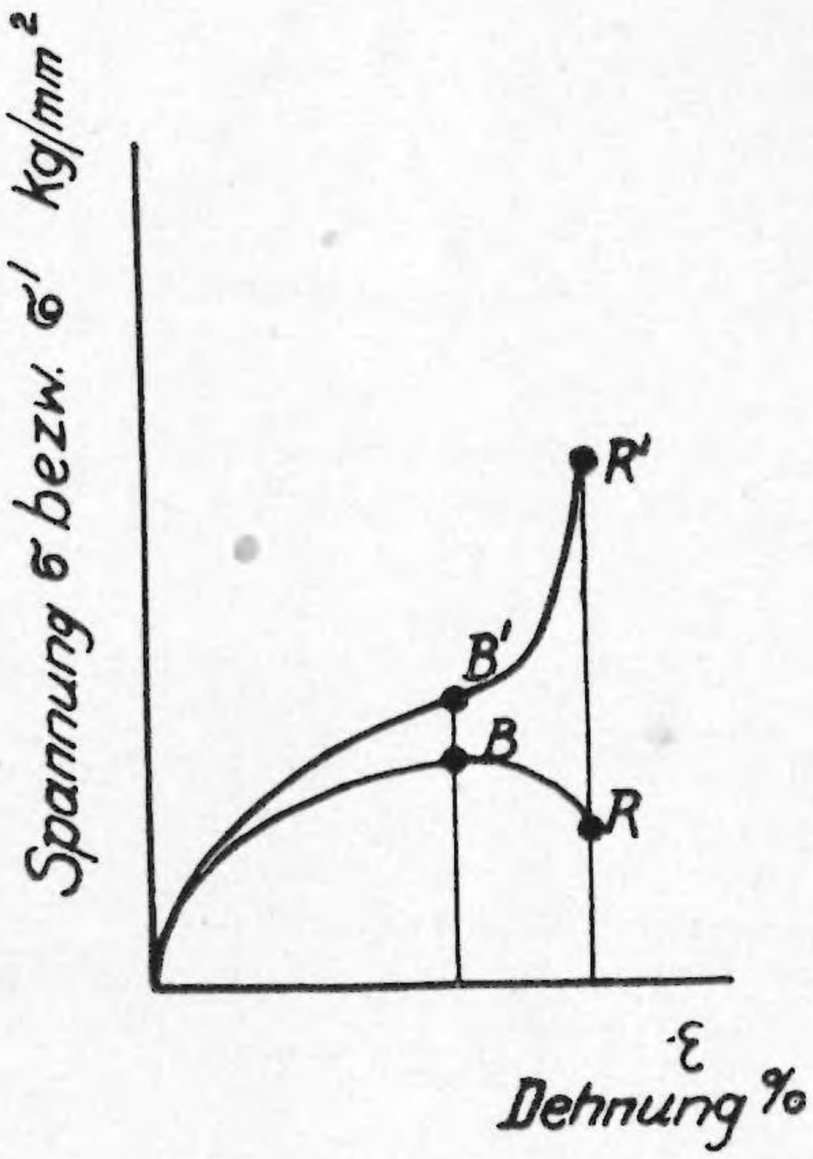

Abb. 3.
Unterschiede im Verlauf der Zugspannungskurve beim Bezug auf den Anfangsquerschnitt und den tatsächlichen Querschnitt.

Die Reißspannung G_R ist ein Maß dafür, wie weit der Werkstoff sich durch Kaltreckung verfestigen läßt.

Wegen der schwierigeren Versuchsdurchführung verzichtet man bei der betriebsmäßigen Prüfung auf die Bestimmung der „wahren Spannung".

5. Das Verhältnis $\frac{G_F}{G_B} \cdot 100$ bzw. $\frac{G_{0,2}}{G_B} \cdot 100$ bezeichnet man als **Streckgrenze-Verhältnis.** In ihm kommt die Vorbehandlung des Werkstoffes zum Ausdruck. Durch Kaltverformung oder Vergütung wird die 0,2-Grenze in stärkerem Maße erhöht als die Zugfestigkeit. Dadurch steigt das Streckgrenze-Verhältnis bei derart behandelten Werkstoffen an. Vom Festigkeitsstandpunkt aus könnte es möglichst hoch sein, da sich daraus eine gute Ausnutzung der Werkstoff-Festigkeit ergibt. Mit Rücksicht auf die Verarbeitbarkeit (z. B. durch Biegen oder Kanten) ist

ihm jedoch eine obere Grenze gesetzt. Bei vergütetem und kaltverfestigtem Duralumin ist als obere Grenze z. B. 80 bzw. 90 % Streckgrenze-Verhältnis in den Abnahmebedingungen festgelgt.

6. Beim Vergleich der verschiedenen Werkstoffe miteinander spielt auch das Gewicht je Raumeinheit, das sogenannte spez. Gewicht, eine Rolle. Um die Vorteile der Werkstoffe gegeneinander abwägen zu können, bezieht man die Festigkeitswerte auf das spez. Gewicht γ.

Abb. 4 gibt für eine Reihe metallischer Werkstoffe vereinfachte Spannungs-Dehnungskurven. Die höchste Festigkeit

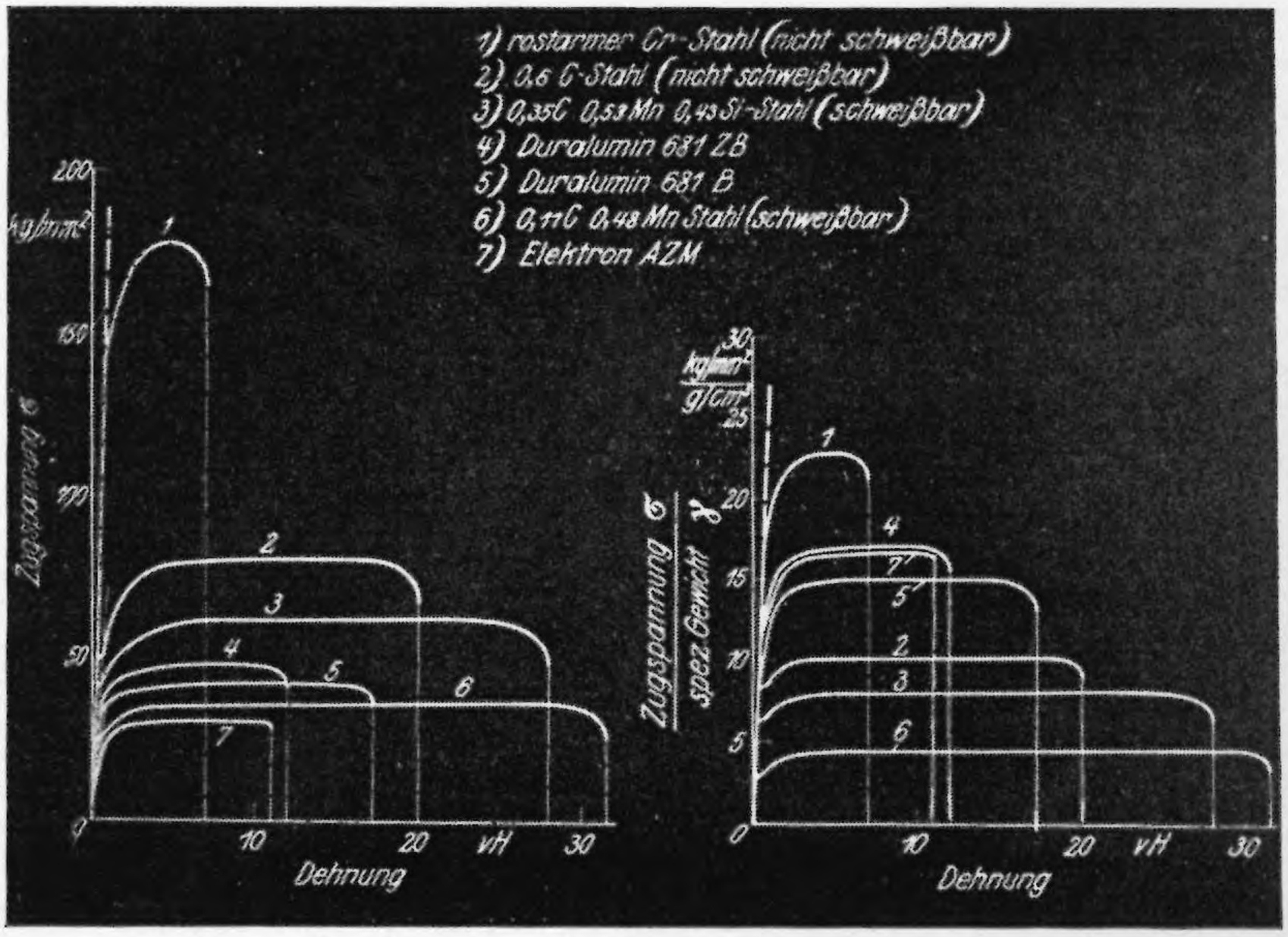

Abb. 4.
Zugkurven verschiedener Werkstoffe; Gütewerte unter Berücksichtigung des spez. Gewichtes.

erreicht Werkstoff 1, ein kaltgewalzter Bandstahl mit σ_B = 175 kg/mm² und einer Dehnung von 7 %. Die geringste Festigkeit weist Werkstoff 7, eine Magnesium-Legierung, auf mit etwa σ_B = 30 kg/mm² bei einer Dehnung von 11 %. Die Zugfestigkeit beider Werkstoffe verhält sich wie etwa 6 : 1. Berücksichtigt man jedoch, daß der Stahl ein spez. Gewicht

von 7,8 hat, die Magnesium-Legierung nur 1,8, so verschiebt sich der Vergleich sehr zugunsten der Magnesium-Legierung. Bei gewichtsgleicher Ausführung eines auf Zug beanspruchten Bauteiles wäre die Stahlausführung nur im Verhältnis

$$\frac{175}{7{,}8} : \frac{30}{1{,}8} = 1{,}3 : 1$$

d. h., nur 30 % fester als die Leichtmetall-Ausführung.

7. Der Ausdruck $\frac{G_B}{\gamma}$ hat die Dimension

$$\frac{kg \times cm^3}{mm^2 \times g}$$

Bringt man Spannung und spez. Gewicht auf gleiches Maßsystem, so erhält man die Dimension einer Länge. Setzt man die Spannung in kg/mm² und das Gewicht in g/cm³ ein, so ergibt der Quotient km. Diese Güteziffer bezeichnet man als Reißlänge.

Die **Reißlänge** stellt diejenige Länge dar, bei der ein senkrecht aufgehängter Stab unter seinem Eigengewicht zerreißen würde.

Auf der rechten Seite der Abb. 4 ist die Reißlänge in km ohne weiteres abzulesen.

Man kann die Werkstoffe auch für jede andere Spannung, z. B. die 0,2-Grenze, vergleichen und erhält dann entsprechend andere Güteziffern. Aus der Abbildung ist ersichtlich, daß die Leichtmetalle den weichen Stählen bei dieser Bewertung überlegen sind.

8. An der zerrissenen Probe bestimmt man nachträglich die durch die Belastung eingetretenen Formänderungen.

Die **Bruchquerschnittsverminderung** ψ (griech. Buchstabe Psi), auch Einschnürung genannt, wird aus dem Unterschied der Stabsquerschnitte vor dem Versuch und nach dem Bruch ermittelt.

$$\psi = \frac{F_o - F}{F_o} \times 100\ (\%)$$

Bei Rundstäben ist die Ausmessung des Einschnürquerschnittes verhältnismäßig einfach, bei Flachstäben mißt man nach DIN 1605, Bl. 2 die Breite und Dicke des Bruchquerschnittes in der Seitenmitte.

Die **Bruchdehnung** wird an Marken (Körner oder Reißnadelrisse), die vor dem Versuch an der Meßstrecke angebracht wurden, ausgemessen.

Liegt der Bruch im mittleren Drittel der Meßstrecke, so genügt es, die Stabhälften zusammenzulegen und die Entfernung zwischen den Endmarken zu bestimmen. Liegt er im äußeren Drittel der Meßstrecke, so wird er nach dem Verfahren, das in DIN 1605, Bl. 2 angegeben ist, künstlich in die Mitte verlegt, indem das am kürzeren Ende fehlende Stück der Meßstrecke am längeren Bruchstück doppelt gezählt wird.

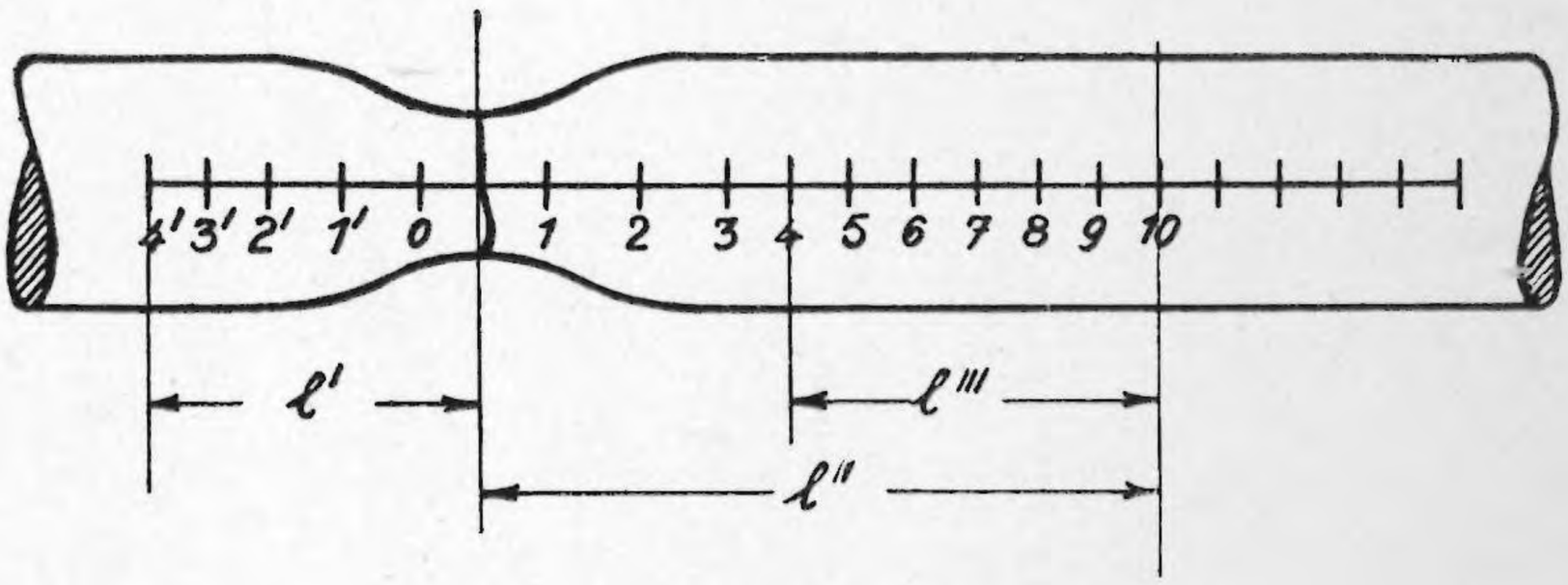

Abb. 5.
Bestimmung der Bruchdehnung.

Die Gesamtlänge der Meßstrecke ist:

$$l = l' + l'' + l'''$$

Die Bruchdehnung δ ergibt sich aus:

$$\delta = \frac{l - l_o}{l_o} \times 100\ (\%)$$

9. Der Verlauf der Dehnung über der Meßlänge ist in Abb. 6 wiedergegeben. Die gestrichelte Kurve gibt die Dehnung bei Erreichen der Höchstlast (Punkt B in Abb. 1), die ausgezogene Linie die Dehnung nach dem Zerreißen des

Stabes wieder. Die Dehnung an der Einschnürstelle ist ein Vielfaches der gleichmäßigen Dehnung. Der Bruchdehnungswert ist deshalb abhängig von der Meßlänge.

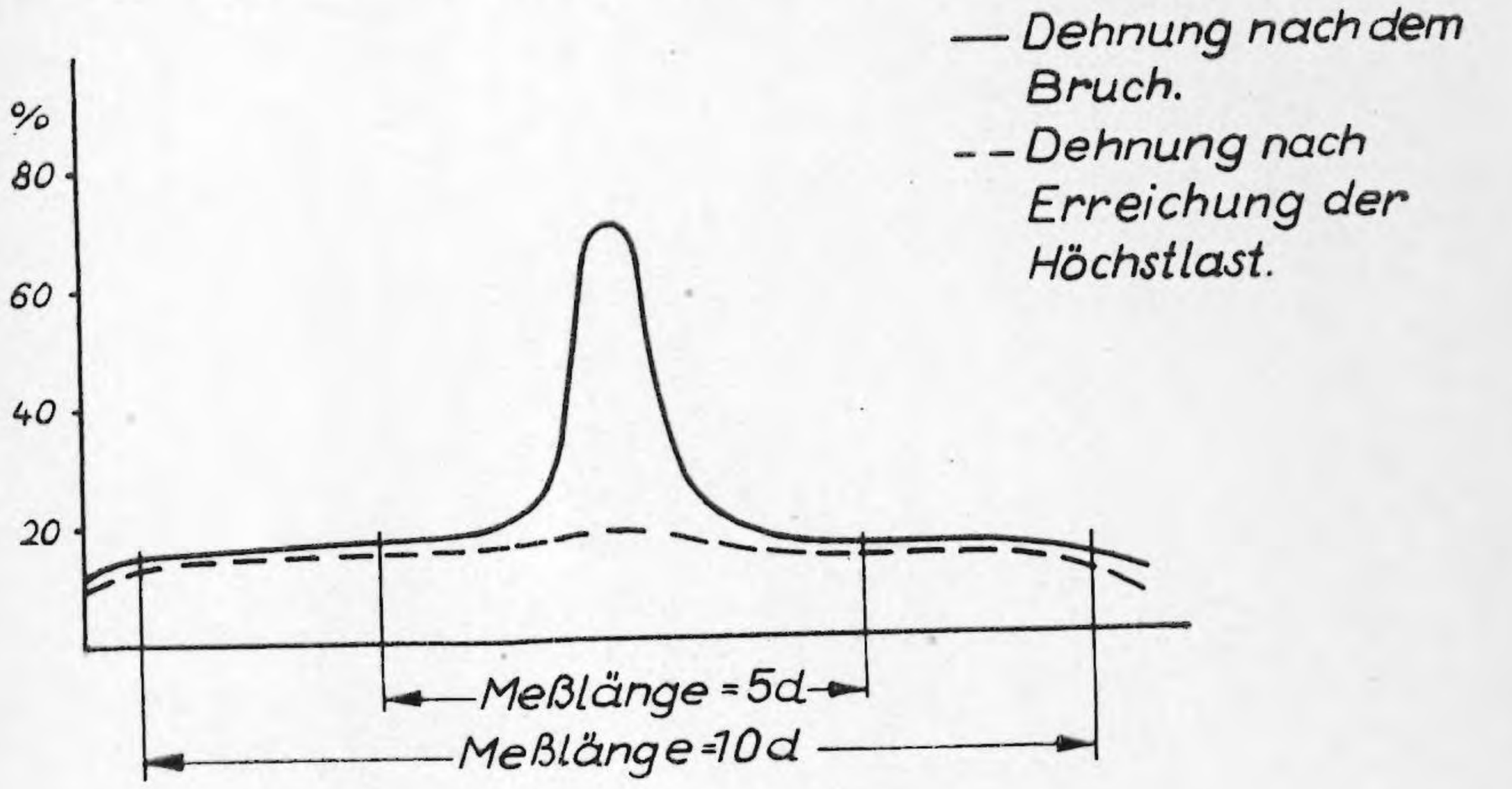

Abb. 6.
Verlauf der Dehnung über die Meßlänge.

10. Je kürzer die Meßlänge ist, desto größer ist der Anteil der Einschnürdehnung an der gesamten Bruchdehnung. Man gibt deshalb bei der Bruchdehnung immer die Meßlänge an, auf die sich der Dehnungswert bezieht.

δ_5 bedeutet, daß die Dehnung über eine Meßlänge gleich dem fünffachen Stabdurchmesser bestimmt wurde.

Das Ausland wendet meistens kürzere Meßlängen an, als sie bei uns verwendet werden. Infolgedessen sind die angegebenen Dehnungswerte höher als die deutschen. Ein Stab mit 75 % Einschnürung ergibt in den verschiedenen Ländern folgende Dehnungswerte:

Deutschland	l = 10 d	16 %	Bruchdehnung
Frankreich	l = 5 d	24,8 %	"
Amerika	l = 7,25 d	20,8 %	"
England	l = 4 d	27,6 %	"
Italien	l = 2,5 d	32,9 %	"

Ein und derselbe Probestab hat also je nach der Prüfvorschrift unter Umständen doppelt so hohe Dehnung.

Darauf ist zu achten, wenn man die Bruchdehnungswerte verschiedener Länder miteinander vergleicht.

Tafel 1.

Umrechnungstafel für die Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} unter Berücksichtigung der Bruchquerschnittsverminderung.

δ_{10} %	δ_5 in % für eine Bruchquerschnittsverminderung ψ von											
	10	15	20	25	30	35	40	45	50	60	70	90
1	2,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
2	3,2	4,1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	4,0	5,0	5,5	6,1	—	—	—	—	—	—	—	—
4	4,9	5,9	6,5	7,0	7,5	8,1	—	—	—	—	—	—
5	5,8	6,7	7,3	7,9	8,5	9,1	9,5	—	—	—	—	—
6	6,6	7,6	8,2	8,9	9,5	10,0	10,5	10,9	11,3	—	—	—
7	7,5	8,4	9,2	9,8	10,4	11,0	11,5	11,9	12,3	12,8	—	—
8	8,4	9,3	10,1	10,8	11,4	12,0	12,5	12,9	13,1	13,8	14,3	—
9	9,2	10,2	11,0	11,7	12,3	12,9	13,5	13,9	14,4	14,9	15,3	15,6
10	10,2	11,0	11,8	12,6	13,3	14,0	14,5	15,0	15,4	16,0	16,4	16,7
11	11,0	11,9	12,8	13,6	14,2	14,9	15,5	16,0	16,4	17,0	17,5	17,7
12	—	12,7	13,7	14,5	15,2	15,9	16,5	17,0	17,4	18,1	18,6	18,8
13	—	13,6	14,6	15,4	16,1	16,9	17,5	18,0	18,5	19,1	19,7	19,9
14	—	14,4	15,5	16,4	17,1	17,9	18,5	19,0	19,5	20,1	20,7	20,9
15	—	15,3	16,3	17,3	18,1	18,8	19,5	20,0	20,5	21,2	21,7	22,0
16	—	16,2	17,0	18,2	19,0	19,8	20,5	21,0	21,5	22,2	22,8	23,1
17	—	17,1	18,1	19,1	19,9	20,7	21,5	22,0	22,5	23,3	23,9	24,1
18	—	—	19,0	20,0	20,9	21,7	22,5	23,0	23,5	24,3	24,9	25,2
19	—	—	19,9	20,9	21,8	22,7	23,4	24,0	24,5	25,4	26.0	26,3
20	—	—	20,7	21,8	22,7	23,6	24,3	24,9	25,5	26,4	27,0	27,3
21	—	—	21,6	22,7	23,6	24,5	25,3	25,9	26,5	27,4	28,1	28,4
22	—	—	22,5	23,6	24,5	25,5	26,3	26,9	27,5	28,5	29,1	29,5
23	—	—	23,3	24,5	25,5	26,3	27,3	27,9	28,5	29,5	30,2	30,5
24	—	—	24,2	25,4	26,3	27,3	28,2	28,9	29,5	30,5	31,2	31,6
25	—	—	25,0	26,2	27,2	28,2	29,1	29,9	30,5	31,5	32,2	32,6
26	—	—	—	27,1	28,1	29,1	30,1	30,9	31,5	32,5	33,3	33,7
27	—	—	—	27,9	29,1	30,1	31,1	31,9	32,5	33,5	34,3	34,8
28	—	—	—	28,8	30,0	31,0	32,0	32,8	33,5	34,6	35,4	35,8
29	—	—	—	29,7	30,9	31,9	33,0	33,8	34,5	35,6	36,4	36,9
30	—	—	—	30,5	31,7	32,8	33,8	34,7	35,5	36,6	37,4	37,9

11. Für die Umrechnung der Dehnung von einer Meßlänge auf eine andere, gibt es eine Reihe von Umrechnungsformeln. Theoretisch einwandfrei ist die von A. Krisch und W. Kuntze entwickelte Formel, nach der die Umrechnung von δ_{10} auf δ_5 in der Tafel 1 vorgenommen wurde.

Werkstoffe mit geringer Einschnürung (Magnesium-Legierungen, Kunstharzstoffe, gehärtete Stähle) weisen nur Gleichmaß-Dehnung auf, bei ihnen ist deshalb die Meßlänge ohne Einfluß auf die Dehnungswerte.

12. Die Bruchdehnungswerte besitzen, da sie von willkürlich gewählten Meßlängen abhängig sind, nur Vergleichswert. Ein besserer Maßstab für die Formänderungseigenschaften ist die Einschnürung. Da die Bruchdehnung meist einfacher zu ermitteln ist, wird sie bis heute in allen Abnahmevorschriften verlangt. Da sie, wie gesagt, nur Vergleichswert besitzt, ist bei Abnahmeversuchen den Zahlenwerten keine übertriebene Bedeutung zuzumessen.

Eine geringe Unterschreitung der Sollwerte (um 1 bis 2 %) liegt meist innerhalb der Meßgenauigkeit und ist belanglos für die Verwendbarkeit des Werkstoffes, wenn die übrigen Eigenschaften den Anforderungen genügen.

13. Voraussetzung für eine genaue Ermittlung der Dehnung ist ein gleichmäßiger Querschnitt über die gesamte Meßlänge.

Schwächt man die Mitte des Probestabes, um den Bruch der Probe in der Mitte der Meßlänge zu erzwingen, auch nur wenig, so wird die volle Bruchspannung nur an der geschwächten Stelle erreicht. Der übrige Teil der Meßlänge wird niedriger beansprucht und dehnt sich deshalb weniger. Die Bruchdehnung ist dadurch merklich niedriger.

14. Wird der Probestab an einer Stelle absichtlich geschwächt, z. B. durch eine Bohrung oder Kerbe, so ändern sich die Spannungs- und Formänderungswerte erheblich. Die im glatten Stab vorhandene gleichmäßige Spannungsverteilung über den ganzen Querschnitt wird je nach der Form der Störung mehr oder minder verändert. Durch Rechnungen und Versuche ist nachgewiesen, daß die Spannungen am Rande der Kerbstellen ein Vielfaches der mittleren Spannung (sogenannte Nennspannung) betragen.

Die Spannungserhöhung ist um so größer, je tiefer und schmäler (schärfer) die Kerbe ist.

15. Spröde Werkstoffe sind mitunter so empfindlich, daß bereits kleine Riefen die erreichbare Bruchspannung merklich herabsetzen.

16. Zähe Stoffe verhalten sich anders. Im elastischen Bereich besteht zwar auch die ungleichmäßige Spannungsverteilung in der Nähe der Kerbstelle, mit dem Erreichen der Fließgrenze tritt jedoch ein plastisches Fließen des Werkstoffes ein, und die Spannungsverteilung wird dadurch wieder gleichmäßiger. Wegen des Zusammenhangs der überbeanspruchten Zone mit den niedriger beanspruchten Gebieten des Stabes tritt eine Behinderung des Fließvorganges ein, die sich in der Erhöhung der Festigkeit (bezogen auf den geschwächten Querschnitt) auswirkt.

Abb. 7 zeigt diese Wirkung bei gekerbten Stahlstäben. Die Festigkeit des glatten Stabes von 40 kg/mm² wird durch Verschärfung der Kerben bis auf 65 kg/mm², d. h. um über 60 %, gesteigert.

Da nur noch die nächste Umgebung der Kerbstelle an der Formänderung teilnimmt, geht die Dehnung stark zurück.

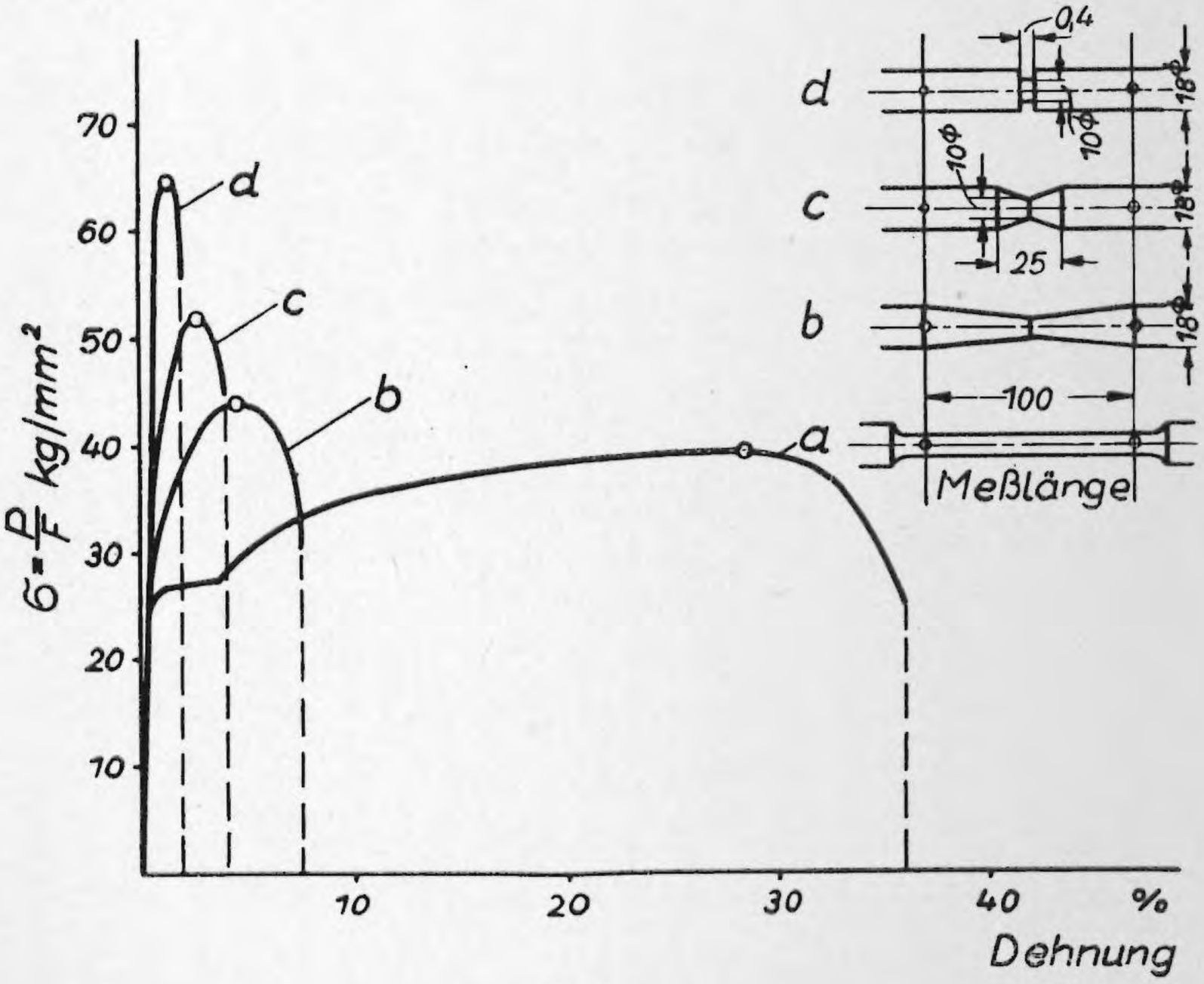

Abb. 7.
Zugversuche mit eingekerbten Rundstäben (Flußstahl).

17. Die von der Spannungs-Dehnungskurve eingeschlossene stellt die vom Stab aufgenommene Formänderungsarbeit dar. Aus der Größe der Fläche läßt sich daher der Rückgang des Formänderungsvermögens abschätzen.

Alle Querschnittsübergänge, wie Gewinde, Bunde, Schultern, Bohrungen u. dgl., sind in diesem Sinne als Kerben zu betrachten.

18. Bei statischer Beanspruchung tritt also durch Kerben eine Erhöhung der Festigkeit ein. Die Arbeitsaufnahme wird jedoch trotz der Festigkeitserhöhung vermindert.

An allen durch Schlag oder Stoß beanspruchten Teilen (z. B. Fahrgestell-Teilen) sind Kerben und schroffe Querschnittsübergänge möglichst zu vermeiden.

19. Die Ausbildung der Bruchfläche ist von den Eigenschaften des Werkstoffes und der Stabform abhängig. Bei spröden Stoffen verläuft der Bruch in der Regel senkrecht zur Stabachse. Die erreichte Bruchspannung ist gleich dem Trennungswiderstand des Werkstoffes.

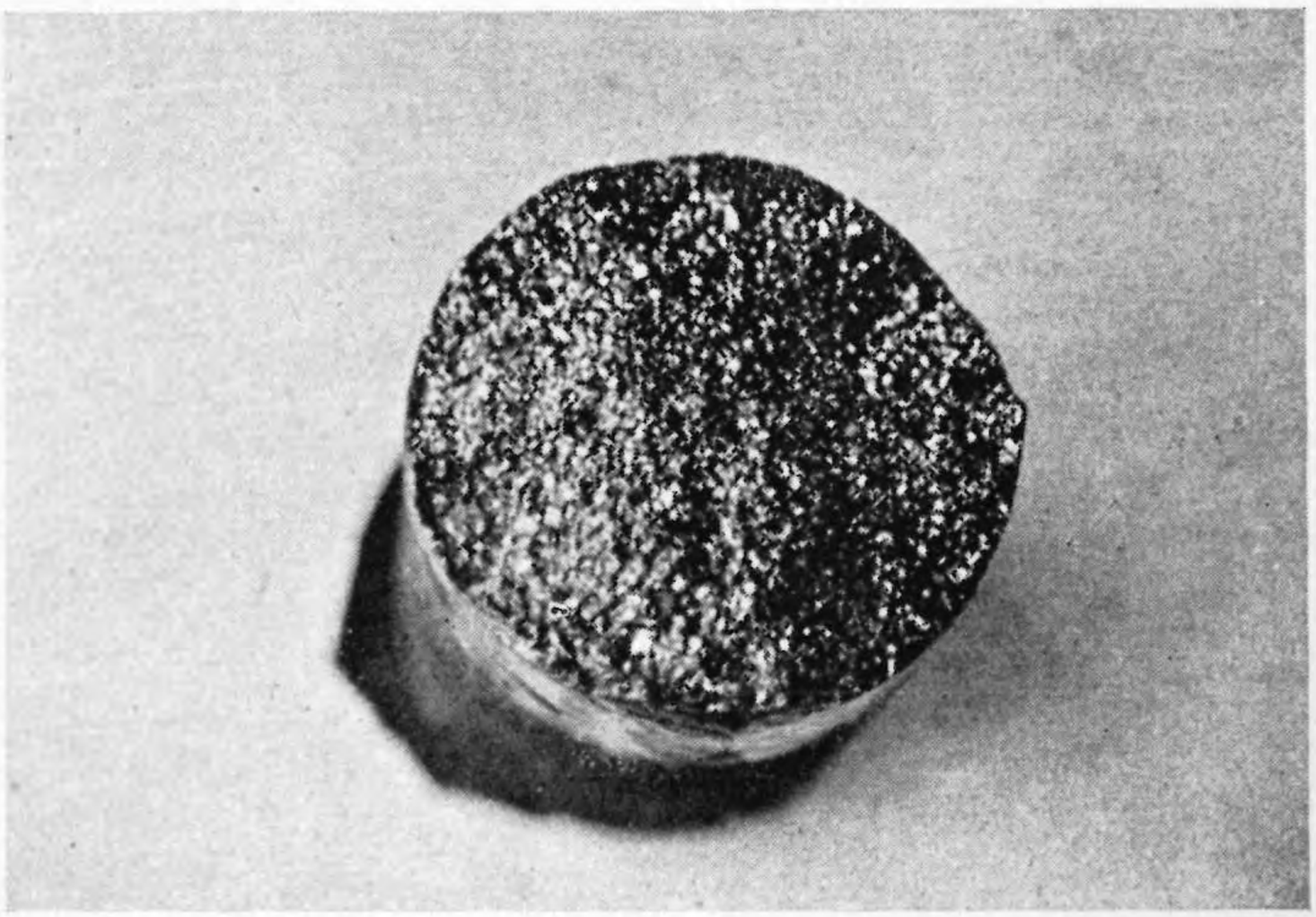

Abb. 8.
Bruchfläche eines Zugstabes aus einem spröden, grobkörnigen Werkstoff.

Feinkörnige Stoffe ergeben mattgraue, körnige Bruchflächen, grobkörnige dagegen zerklüftete, spiegelnde Bruchflächen.

Zähe Werkstoffe, bei denen vor dem endgültigen Bruch ein starkes Fließen eintritt, zeigen eine andere Bruchausbildung. Beim Fließen tritt ein Abgleiten der einzelnen Kristallbereiche und gleichzeitig eine Verfestigung ein. Durch diese Verfestigung wird der Gleitwiderstand allmählich erhöht, bis der endgültige Bruch durch Trennung der Körner wie beim spröden Bruch erfolgt. Bei den meisten Werkstoffen treten Gleitbruch und Trennungsbruch nebeneinander auf.

20. Mit Beginn der Einschnürung steigt die Spannung im Innern des Stabes über die Spannung an der Oberfläche. Der Bruch geht infolgedessen vom Kern des Stabes aus.

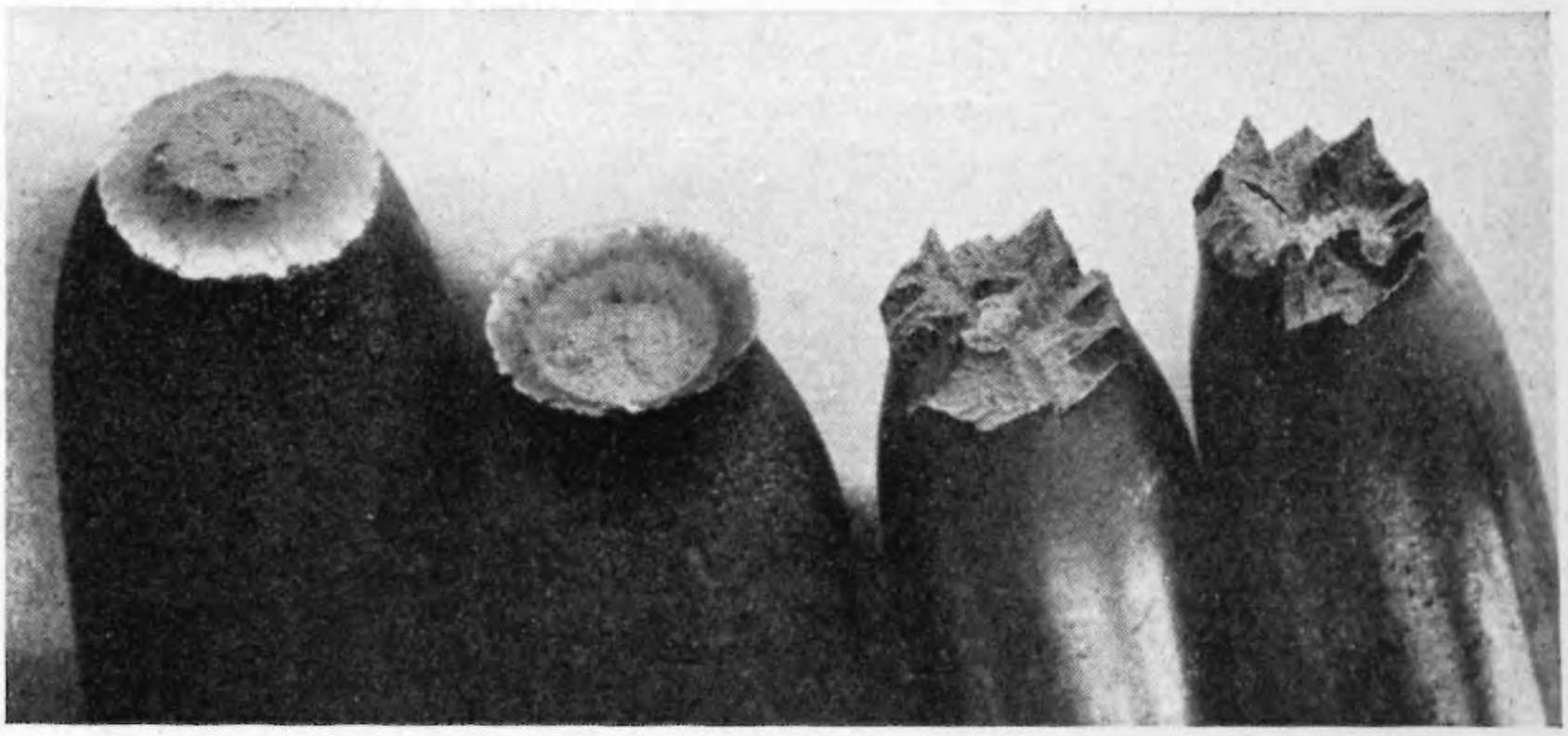

Abb. 9.
Zugbruch an einem zähen Stahl (Trichterbildung) und einem hochvergüteten Stahl (Fräserbruch).

Die Bruchfläche besitzt eine kraterförmige Gestalt, wovon der Rand des Trichters als Gleitfläche, der Grund des Trichters als Trennbruchfläche anzusehen ist.

Je größer die Einschnürung des Werkstoffes ist, desto ausgeprägter ist die Trichterbildung. Werkstoffe mit geringer Einschnürung ergeben nur kleine Trichterbildung oder reinen Querbruch.

21. Dunklere Tönungen in der Bruchfläche sind häufig die Folge einer rauheren Oberfläche an der Bruchausgangsstelle und haben mit Werkstoffehlern nichts zu tun.

22. An hochvergüteten Stählen, deren Festigkeit in Längsrichtung der Fasern wesentlich höher ist als quer dazu, beobachtet man häufig an Rundstäben eine fräserartige Bruchausbildung.

Ähnliche Aufblätterungen treten auch an kaltgewalzten Profildrähten beim Bruch auf.

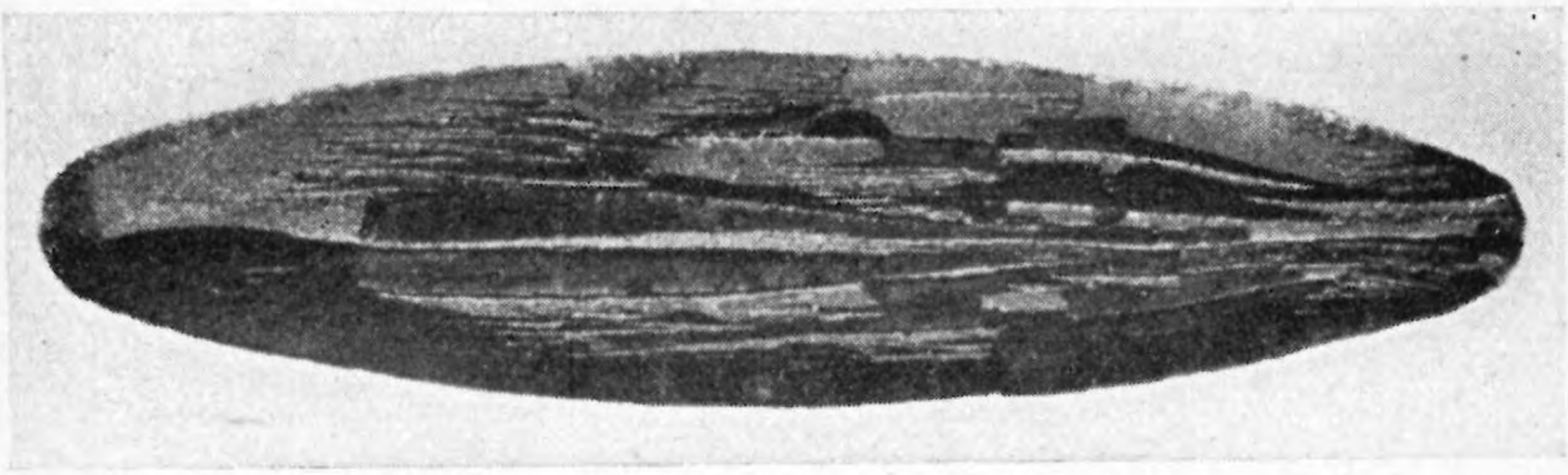

Abb. 10.
Zugbruchfläche an einem gewalzten Profildraht.

23. An Leichtmetall-Knetlegierungen, die einen geringen Schubwiderstand im Verhältnis zum Trennungswiderstand besitzen, tritt der Bruch meistens als Gleitbruch auf.

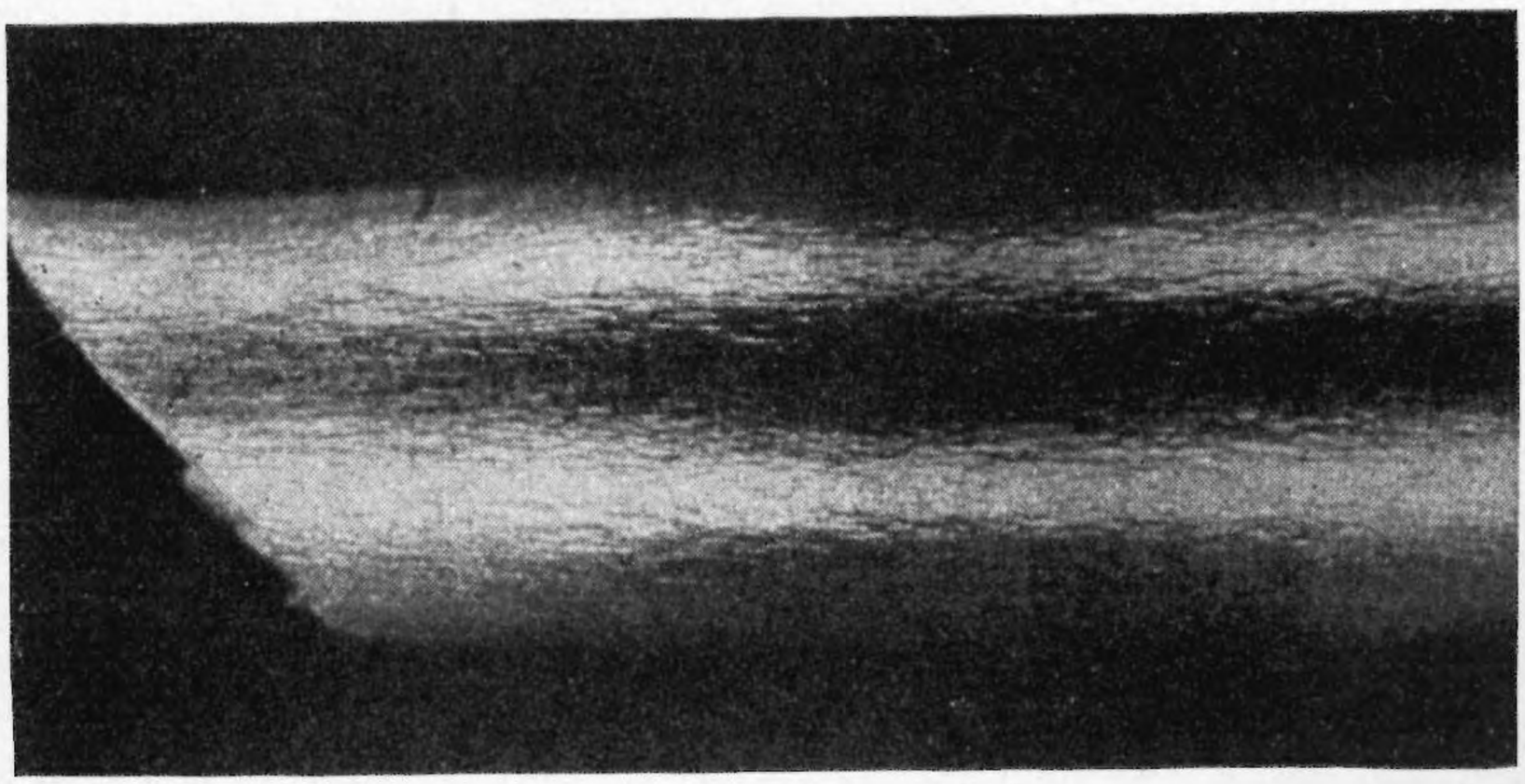

Abb. 11.
Zugbruch bei Leichtmetallen (Abgleiten in einer Ebene).

24. Bei schmalen Flachstäben (Seitenverhältnis bis 1 : 6) schnürt der Stab an allen vier Kanten ein. An dicken Proben bildet sich ein pyramidenförmiger Trichter aus, bei dünnen Proben (unter 3 mm) tritt der Gleitbruch in einer Ebene unter einem Winkel zur Oberfläche ein.

Bei breiten Flachstäben tritt nur noch eine Einschnürung in der Richtung der Blechdicke ein und die Bruchfläche verläuft schräg zur Stabachse.

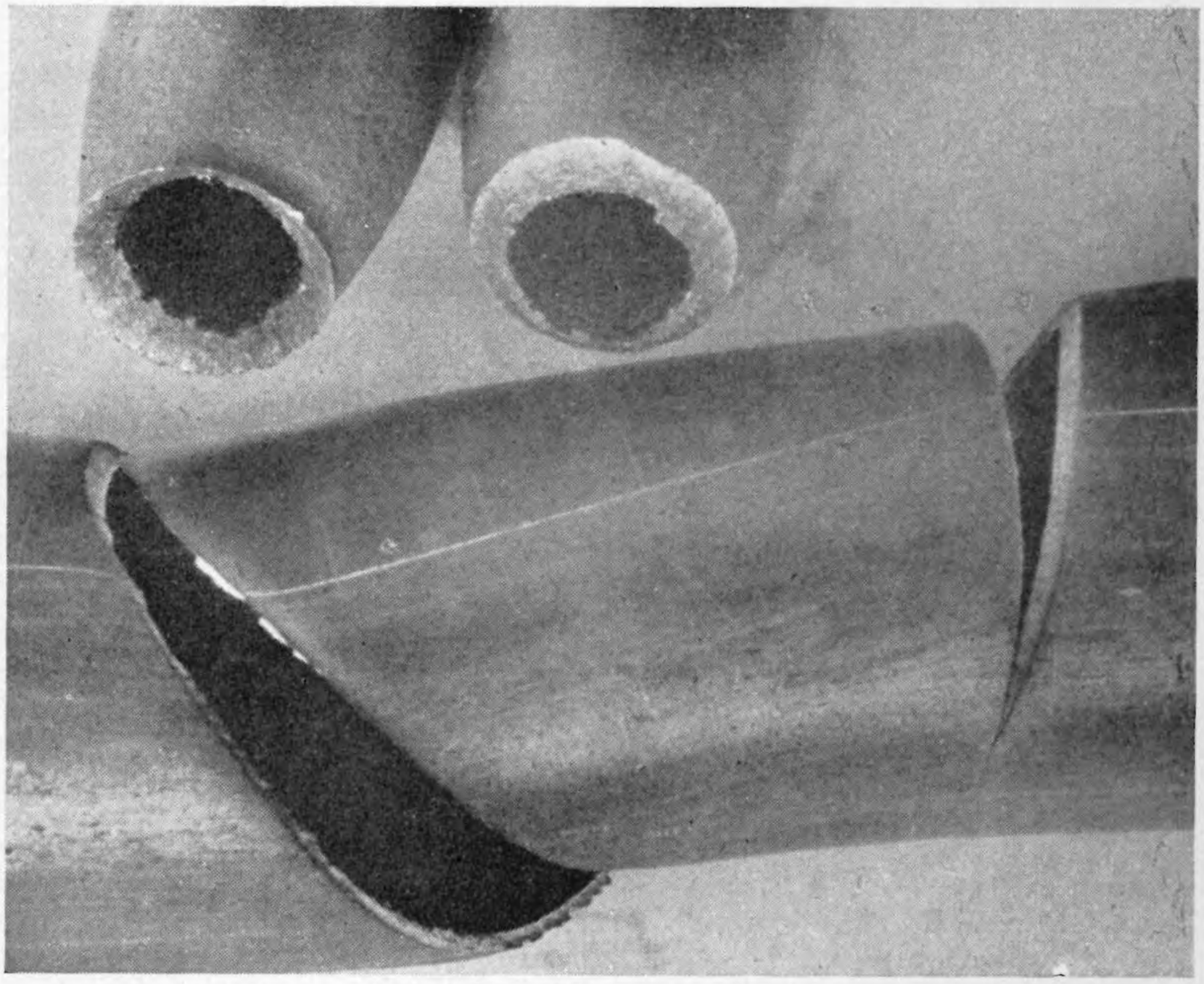

Abb. 12.
Bruchausbildung bei einem dickwandigen (26 × 5 mm) und einem dünnwandigen (40 × 2 mm) Stahlrohr.

25. Rohre zeigen gleichartige Bruchercheinungen. Bei dickwandigen Rohren tritt ein trichterförmiger Bruch quer zur Rohrachse auf, bei dünnwandigen dagegen ein spiralförmiger Bruchverlauf, der dem Schrägbruch bei Flachstäben entspricht.

26. Das Aussehen der Oberfläche nach dem Bruch gibt einen Anhalt über die Korngröße im Probestab. Grobkörniges Material wirkt sich in einer stark zerknitterten Staboberfläche aus.

Druckprüfung.

1. Beim Druckversuch wirkt die Belastung gleichmäßig auf die Endflächen der Probe. Der Dehnung beim Zugversuch entspricht die Stauchung beim Druckversuch, der Einschnürung entspricht die Ausbauchung. Die Spannung, bei der ein stärkeres Fließen eintritt, heißt Quetschgrenze (bzw. 0,2-Grenze), die Höchstspannung heißt Druckfestigkeit.

2. Bei den meisten Werkstoffen liegt die Quetschgrenze bzw. die Druckfestigkeit gleich hoch oder höher als bei Zugbeanspruchung. Bei einigen Werkstoffen, z. B. Holz und Kunstharzstoffe, ist die Druckfestigkeit wesentlich niedriger als die Zugfestigkeit. Bei anderen Werkstoffen, z. B. bei allen Gußlegierungen, ist sie höher als die Zugfestigkeit.

3. Die Versuchsdurchführung ist ähnlich wie beim Zugversuch, man steigert die Belastung langsam und beobachtet die an der Probe auftretenden Verkürzungen durch Dehnungsmeßgeräte.

4. Als Probenform benutzt man zylindrische oder prismatische Druckkörper, auf deren ebene und planparallele Endflächen die Belastung durch harte Stahlplatten übertragen wird. Beim Druckversuch ist die Probenlänge im Gegensatz zum Zugversuch von Einfluß auf die Spannungs-Dehnungskurve.

Wegen der Knickgefahr darf die Probenhöhe nicht mehr als 3- bis 4-fache Dicke sein. Bei kurzen Proben macht sich jedoch die an den Druckplatten entstehende Reibung in einer Erhöhung des Formänderungswiderstandes bemerkbar.

5. Der Einfluß der Probenhöhe auf die Formänderungskurve ist für Reinaluminium in Abb. 1 dargestellt. Der andersartige Verlauf der Kurve im Vergleich mit dem Zugversuch ergibt sich aus der Art der Probenverformung.

Mit zunehmender Verkürzung wächst der Querschnitt der Probe, und die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Spannung ist höher als die tatsächlich vorhandene. Bei weichen Werkstoffen, die sich zu ganz dünnen Scheiben pressen lassen, wird die Druckfestigkeit theoretisch unendlich groß. Derartige Formänderungen haben keine praktische Bedeutung mehr. Man rechnet deshalb bei auf Druck beanspruchten Bauteilen mit der Quetschgrenze als höchste zulässige Beanspruchung.

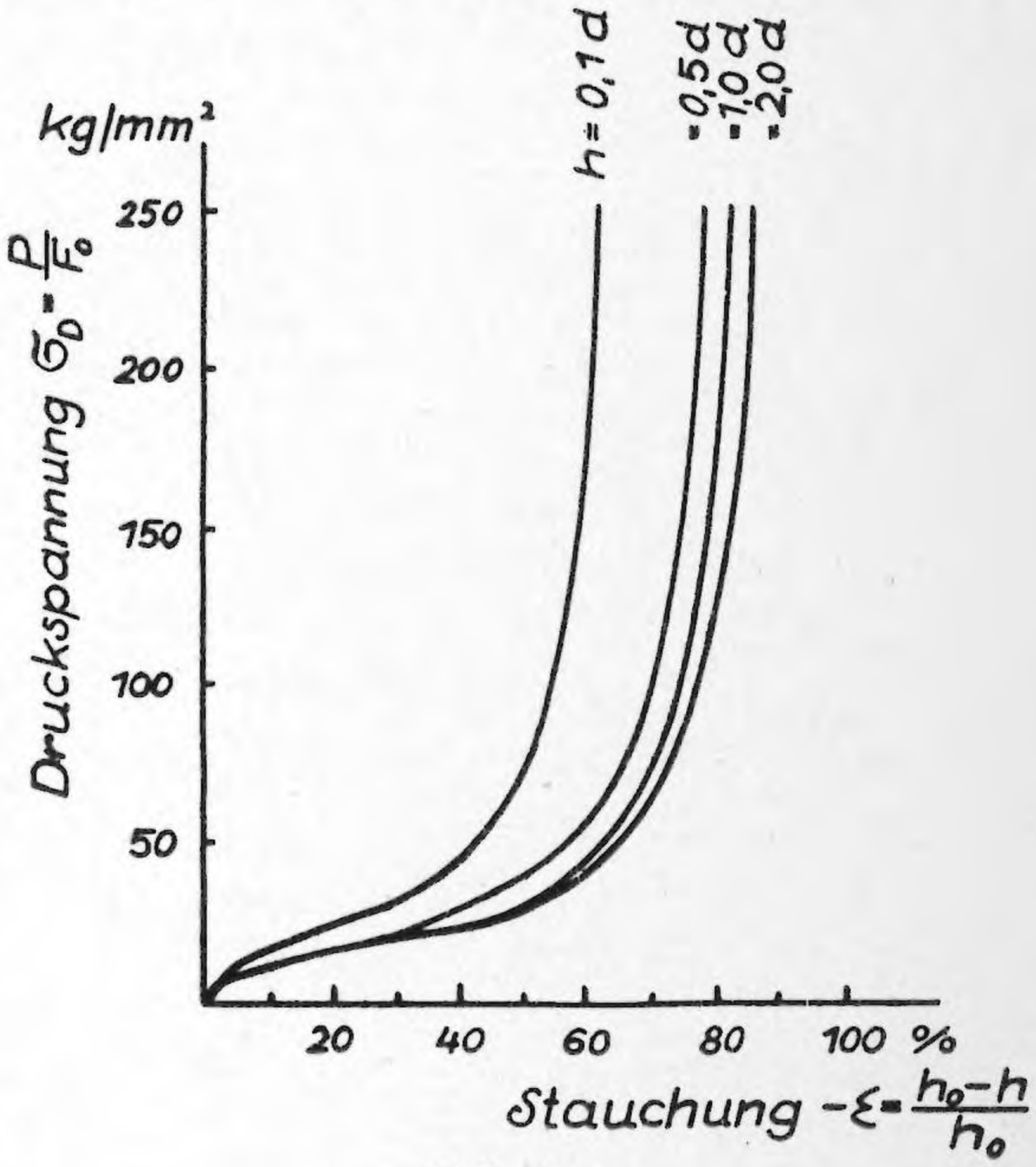

Abb. 1.
Verlauf der Druckspannungs-Stauchungskurve bei verschiedener Probenhöhe. Versuche mit Aluminium-Zylindern.

Der Reibungseinfluß an den Auflagerflächen äußert sich in der Gestalt der Probe. Die ursprünglich zylindrische Form geht in eine Tonnenform über, weil die Reibung die radiale Ausdehnung der Endflächen behindert. Je niedriger die Probenhöhe ist, desto steiler verläuft wegen des Reibungseinflusses die Formänderungskurve. Man gibt deshalb bei den Bruchfestigkeitswerten von Holz beispielsweise die Probenform an, mit der sie ermittelt wurde und spricht von Würfelfestigkeit (wenn die Höhe gleich dem Durchmesser) und von Säulenfestigkeit (wenn die Höhe größer als der Durchmesser).

6. Bei den Leichtmetall-Legierungen, insbesondere bei den spröderen von ihnen, tritt der Bruch durch Abgleiten längs einer Ebene, die gegen die Probenachse geneigt ist, ein. Bei Holz erfolgt ein Knicken der einzelnen Fasern.

7. Die volle Druckfestigkeit läßt sich nur an vollwandigen, gedrungenen Proben ermitteln. Je schlanker die Probe bzw. je dünnwandiger die Rohre oder Profile sind, an denen die Versuche durchgeführt werden, desto früher tritt ein seitliches Ausweichen der Wandung und damit ein

Abb. 2.
Druckbruch bei dünnwandigen Stahlrohren (Faltenbildung).

Knickbruch ein. Abb. 2 zeigt die Faltenbildung an einem dünnwandigen Stahlrohr, Abb. 22 Beulerscheinungen an einem dünnwandigen Rechteckquerschnitt (Kastenholm) aus hochwertigem Stahl.

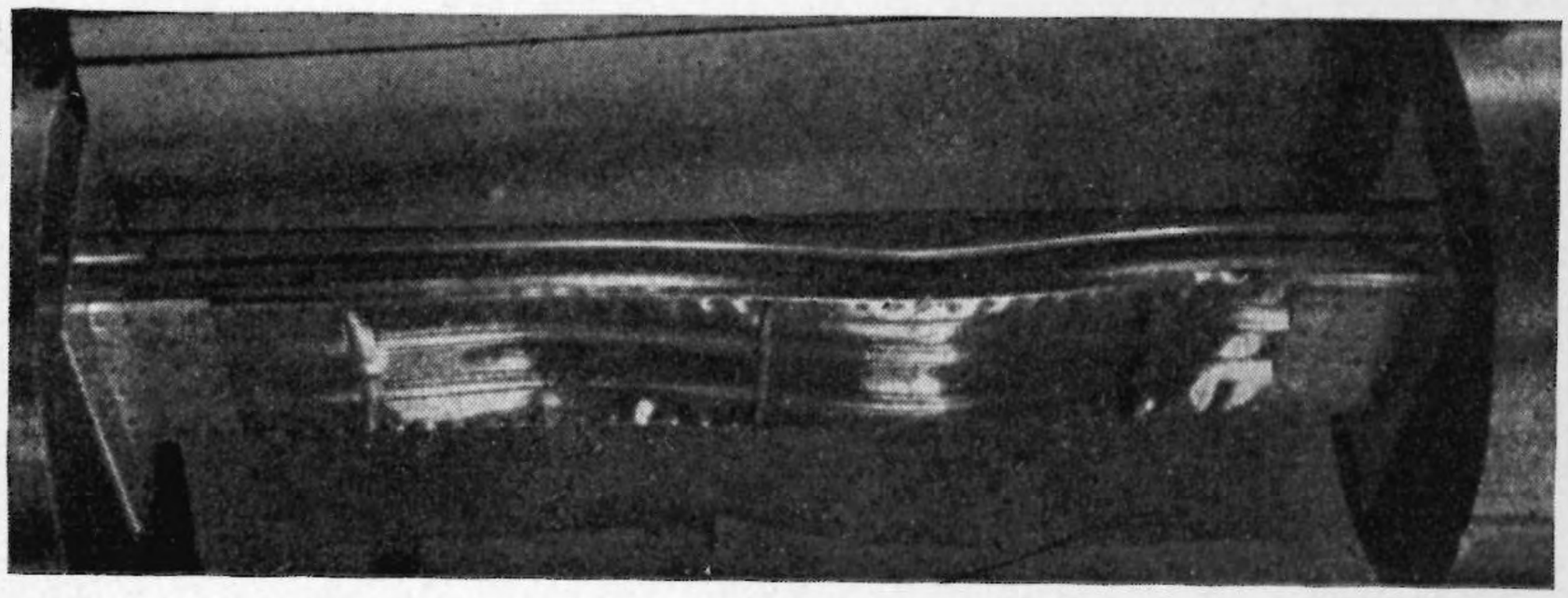

Abb. 3.
Örtliches Ausknicken (Beulenbildung) bei dünnwandigen Querschnitten.

Die letztgenannten Bruchformen sind jedoch mehr durch die Querschnittsabmessungen bedingt als durch die Werkstoff-Festigkeit, da die erreichbaren Spannungen vielfach innerhalb des elastischen Bereiches liegen.

Biegeprüfung.

1. Die Biegeprüfung wird bei Metallen nur selten angewendet, da sie bei Beanspruchungen oberhalb der Proportionalitätsgrenze eine ungleichmäßige Spannungsverteilung im Querschnitt ergibt und eine genaue Berechnung der auftretenden Spannungen deshalb nicht möglich ist.

Die Biegefestigkeit ist bei zähen Werkstoffen immer größer als die Zugfestigkeit und abhängig von der Querschnittsform des Probestabes. Angewandt werden meistens rechteckige bzw. quadratische und zylindrische Stabformen.

Um zu vermeiden, daß die Querkraft von Einfluß auf die Ergebnisse wird, soll die Auflagerlänge mindestens das 8- bis 10-fache der Probendicke betragen.

Bei Holz und Kunststoffen wird die Biegeprüfung häufig durchgeführt und aus den Versuchswerten der Elastizitätsmodul E sowie die Biegefestigkeit bestimmt.

2. Zur Durchführung der Prüfung benutzt man besondere Vorrichtungen, in denen der Stab an beiden Enden drehbar ge-

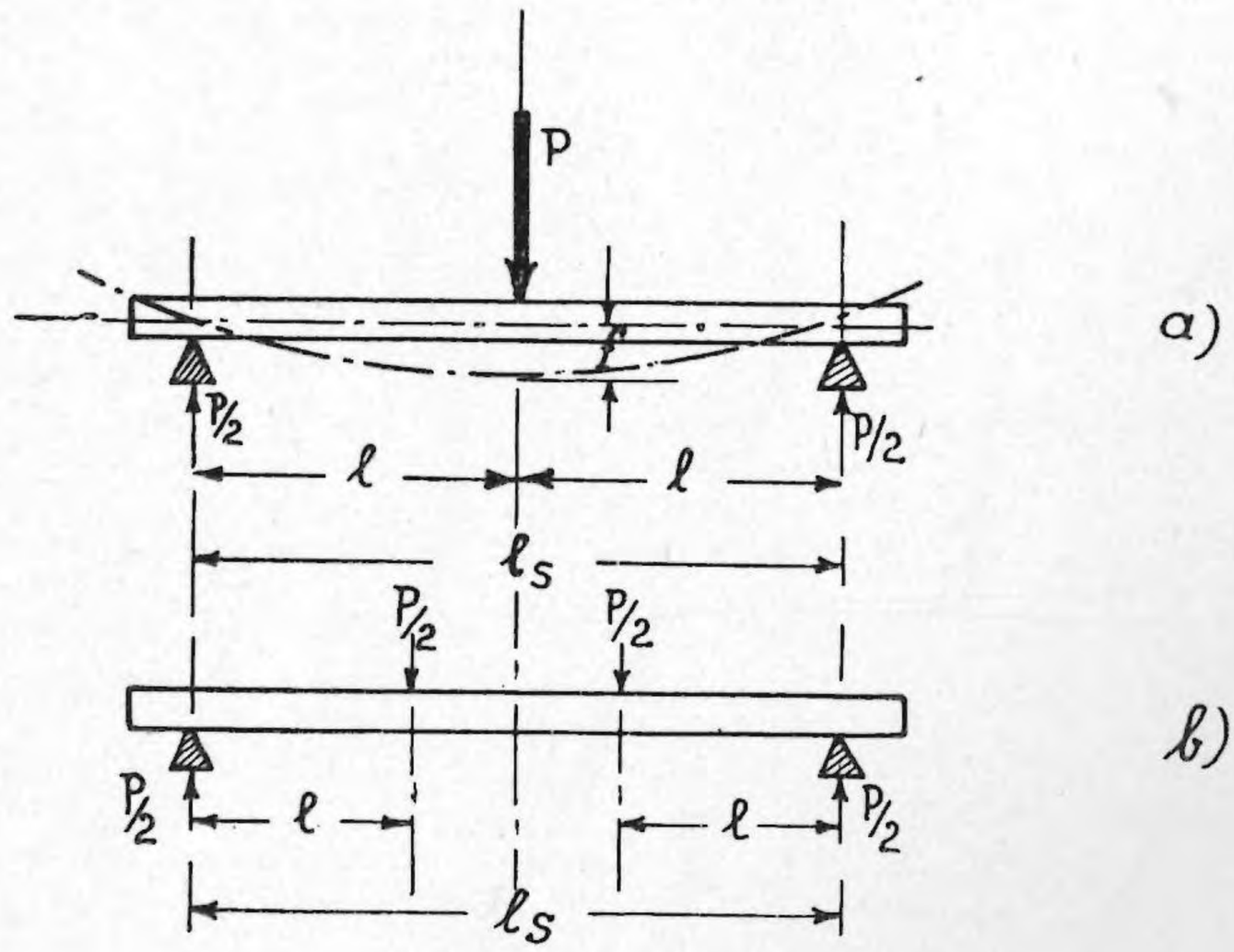

Abb. 1.
Belastungsschema für Biegeversuche mit Einzelkraft in Stabmitte (a) und symmetrischer Krafteinleitung (b).

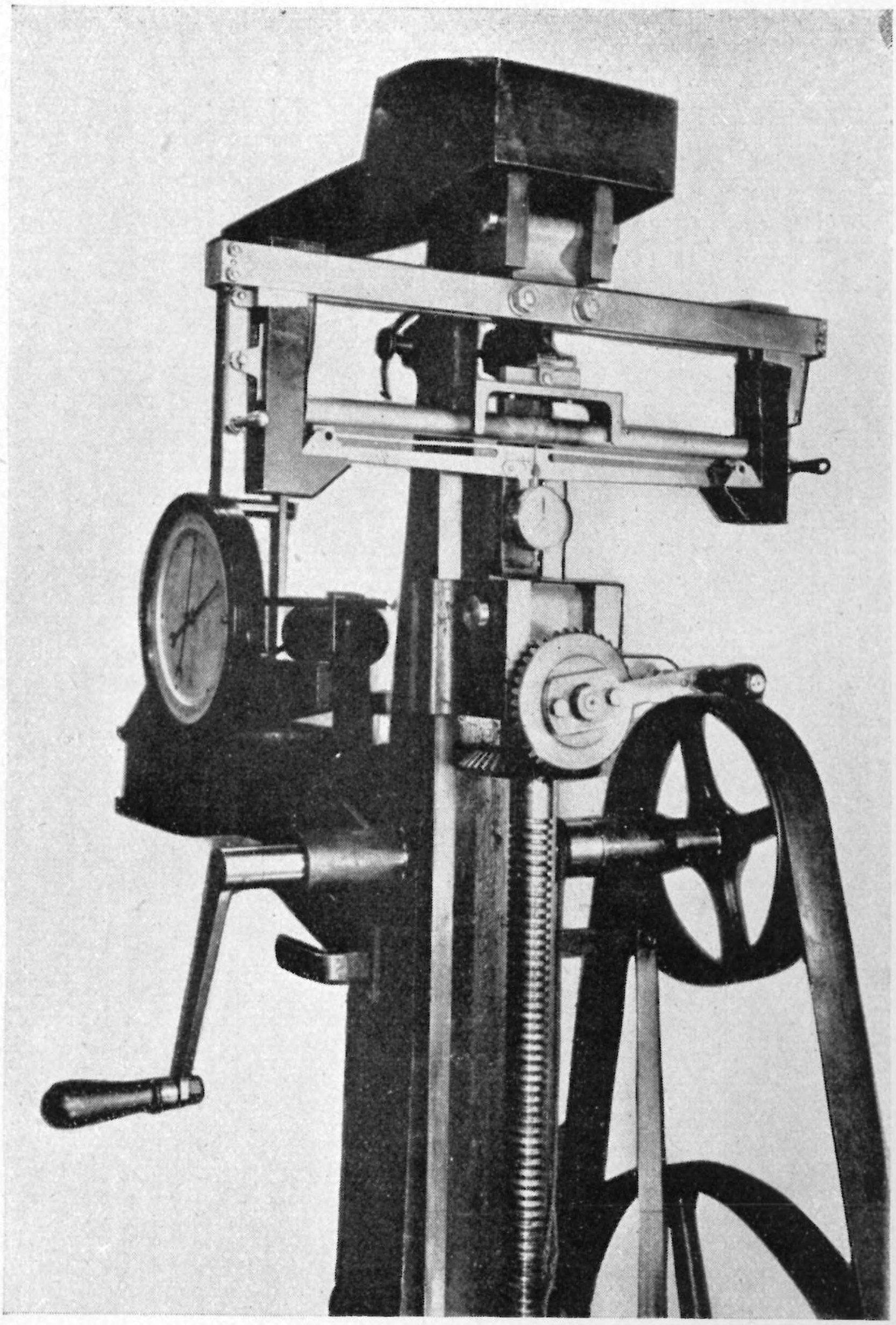

Abb. 2.
Versuchseinrichtung für Biegungsversuche mit Lasteinleitung an zwei Stellen.

lagert ist. Die Belastung wird in der Stabmitte oder an zwei dazu symmetrisch liegenden Punkten aufgebracht. Das Biege-Moment M_b berechnet sich aus dem Auflagerdruck P/2 und dem Abstand des Auflagers l von der Krafteinleitungsstelle nach folgender Formel:

$$M_b = \frac{P}{2} \cdot l$$

Die Biegespannung σ_b beträgt dann:

$$G_b = \frac{M_b}{W} = \frac{P \cdot l}{2 \cdot W}$$

W = Widerstandsmoment des Probestabes (mm^3).

Aus der Durchbiegung f der Stabmitte wird der E-Modul berechnet nach der Gleichung:

$$E = \frac{P \cdot l_s^3}{48 \cdot f \cdot J} \ (kg/mm^2)$$

bzw.

$$E = \frac{P \cdot l \ (3 l_s^2 - 4 l^2)}{48 \cdot f \cdot J} \ (kg/mm^2)$$

J = Trägheitsmoment des Probestabes (mm^4).

Abscherprüfung.

1. Die Scherprüfung kann man als Biegeprüfung mit sehr kurzen Auflagerentfernungen auffassen. Die Biegebeanspruchung tritt daher gegenüber der Querbeanspruchung zurück.

Die Scherprüfung kommt nur für kurze, gedrungene Bolzen und Nieten in Betracht.

2. Die Ausführung der Prüfung erfolgt meistens in zweischnittigen Schervorrichtungen, in denen die zylindrische Probe

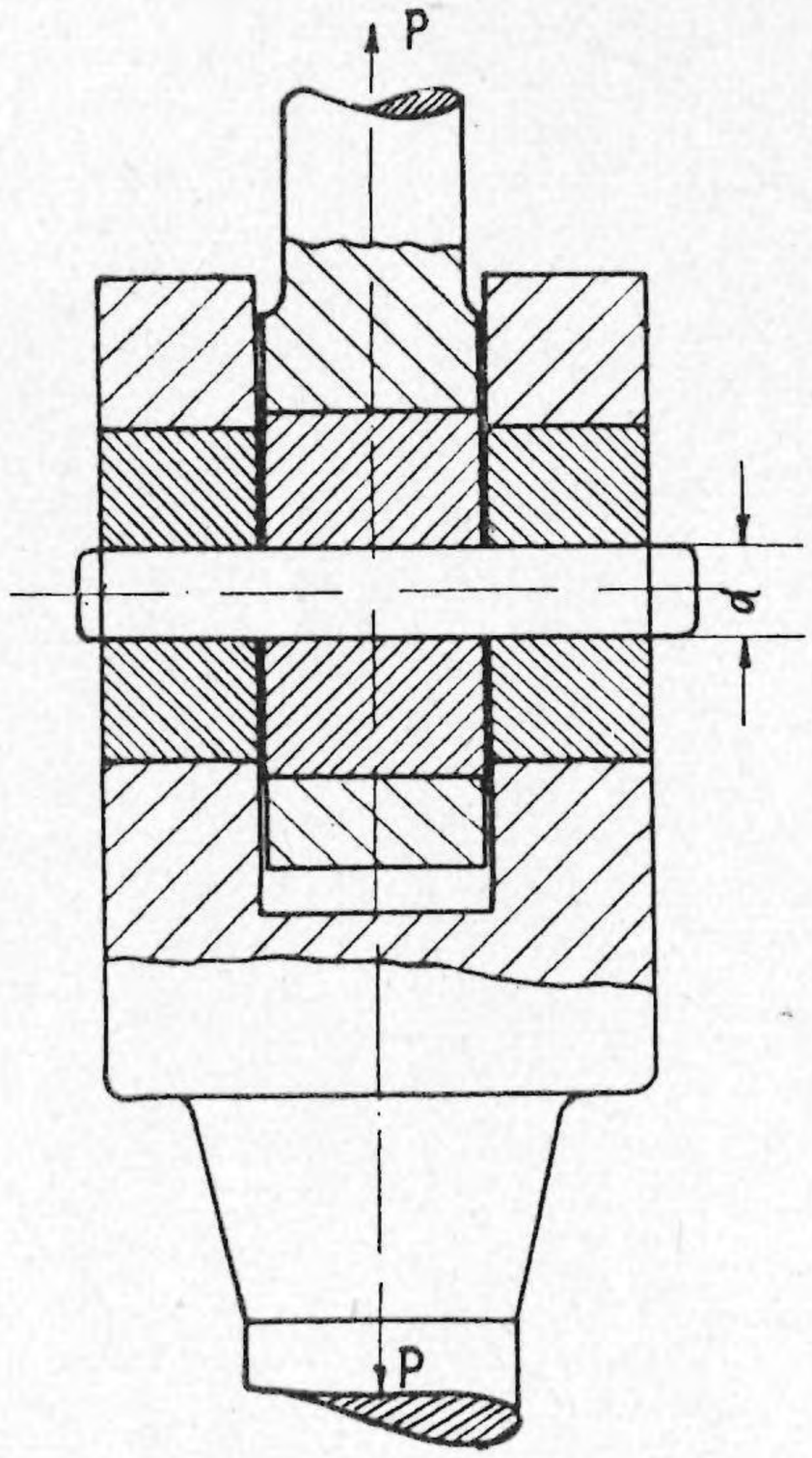

Abb. 1.
Versuchseinrichtung für z-schnittige Scherversuche.

mittels gehärteter Stahlringe abgeschert wird. Zur Prüfung der Scherfestigkeit von geschlagenen Nieten werden häufig auch einschnittige Nietproben hergestellt.

3. Die Scherspannung τ wird auf die Querschnittsfläche bezogen. Bei einschnittigen Proben gilt also für die Scherfestigkeit:

$$\tau_b = \frac{P}{F_o} \text{ (kg/mm}^2\text{)},$$

bei zweischnittigen Proben:

$$\tau_b = \frac{P}{2\ F_o} \text{ (kg/mm}^2\text{)}.$$

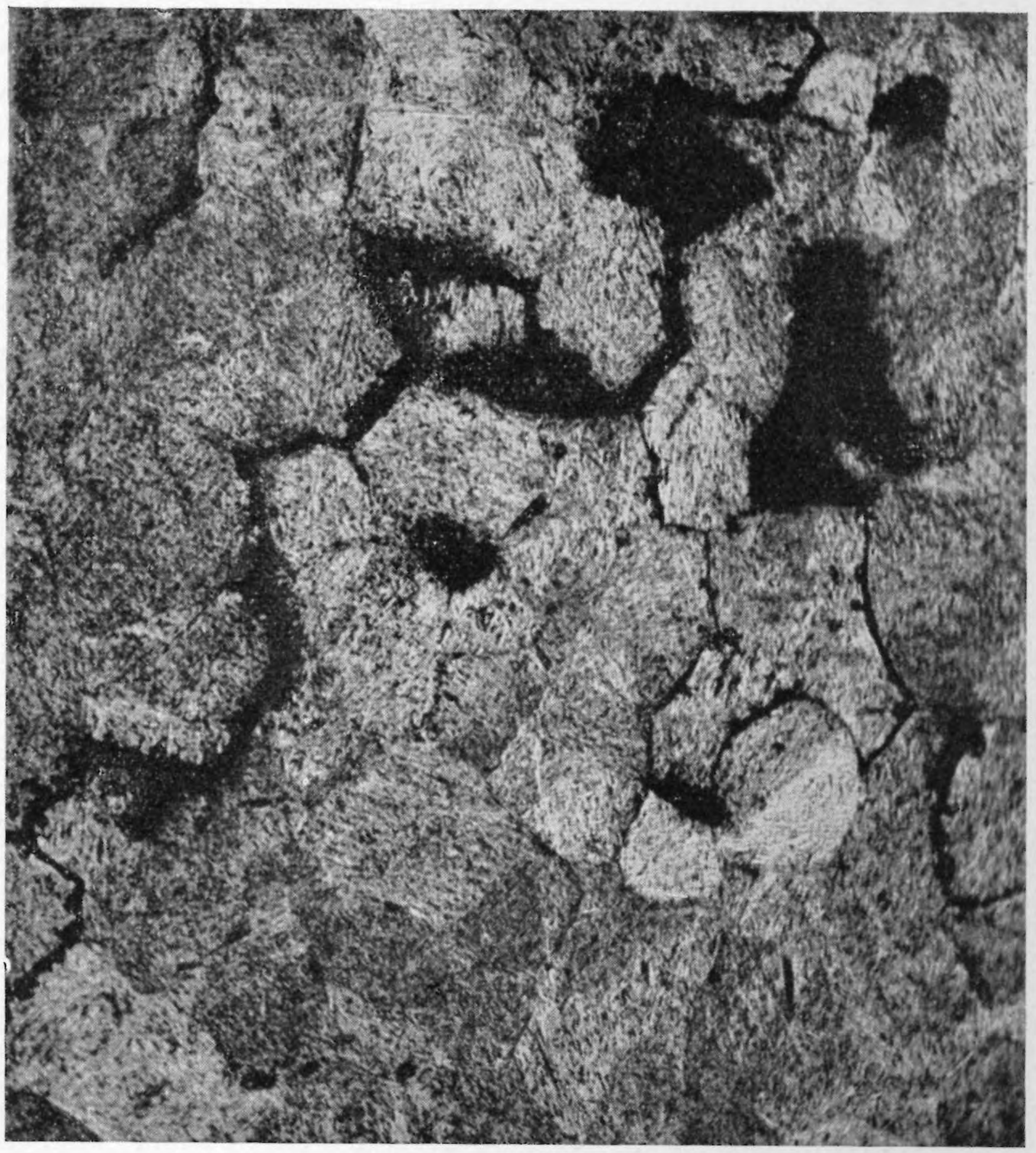

Abb. 2.
Scherbruchausbildung bei Leichtmetall.

4. Die Bruchform ist ein glatter, ebener Schubbruch, da die Verformungen durch Schubspannungen hervorgerufen werden.

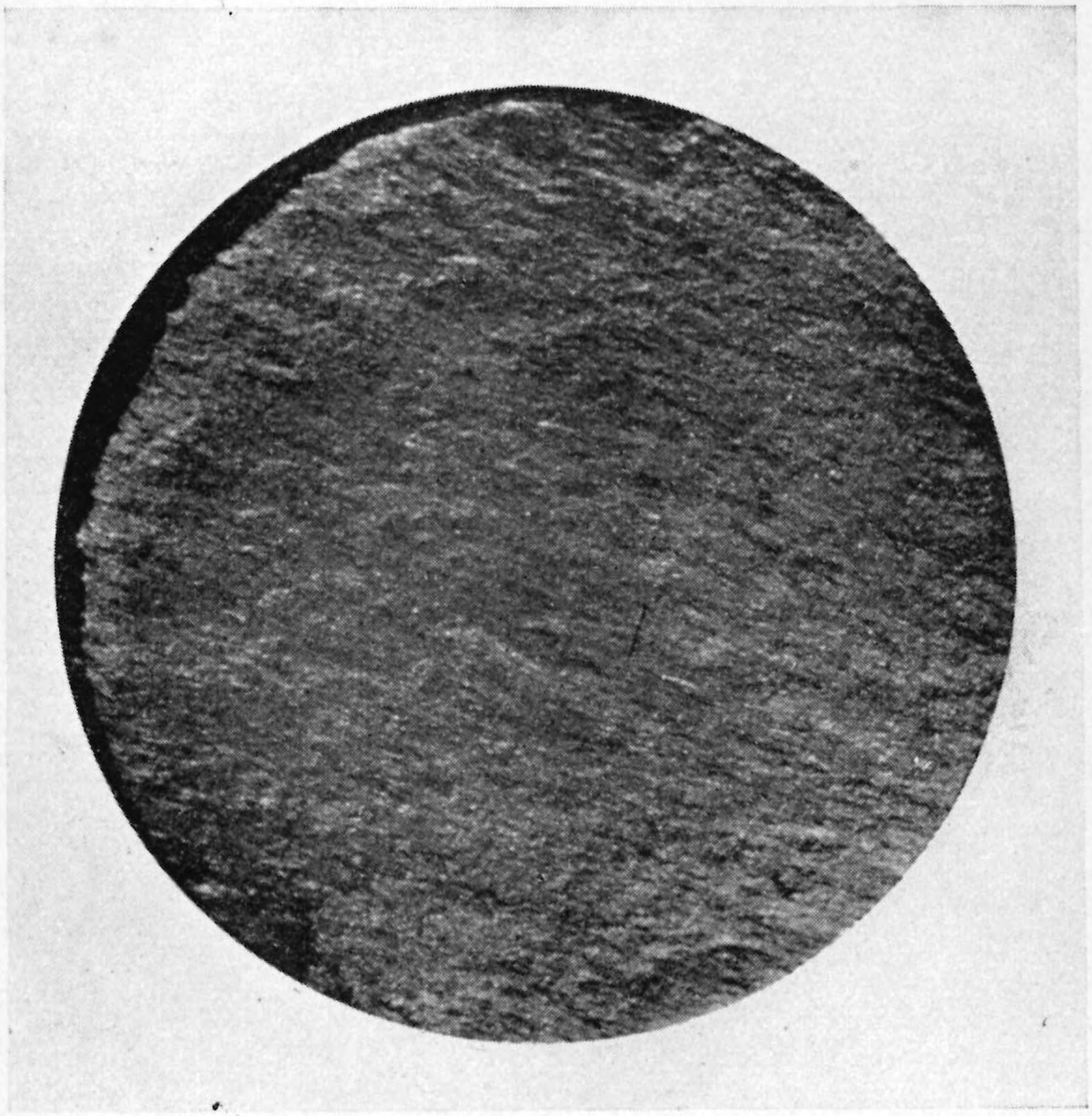

Abb. 3.

Verdrehprüfung.

1. Verdreht man einen Probestab mit zylindrischem oder prismatischem Querschnitt, so treten Schubspannungen parallel zur Stabachse (Längsrichtung) und senkrecht zur Stabachse (Umfangsrichtung) auf.

Die vorher gerade Mantellinie a b geht in eine Schraubenlinie gleichbleibender Steigung über.

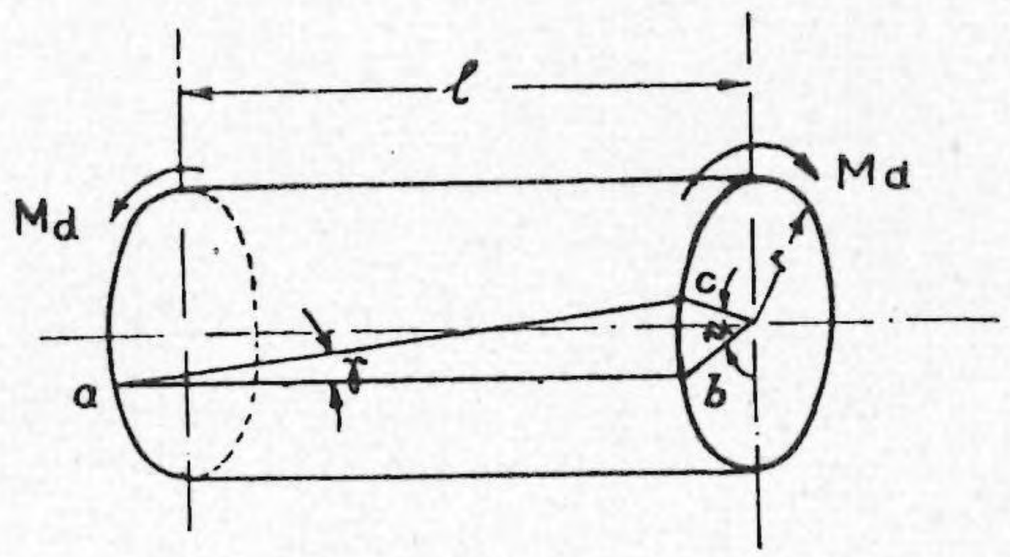

Abb. 1.
Formänderungen beim Verdrehversuch.

2. Aus dem Verdrehwinkel ψ (im Bogenmaß gemessen) und dem Abstand l der Maßquerschnitte ergibt sich die Schiebung γ:

$$\gamma = \frac{\psi \cdot r}{l}$$

Die Drillung ϑ ist dann

$$\vartheta = \frac{\gamma}{l}$$

3. Aus der Beobachtung des Verdrehwinkels ψ in Abhängigkeit von dem wirkenden Drehmoment M_d erhält man die Schubspannungs-Schiebungskurve, deren Verlauf der Spannungs-Dehnungskurve beim Zugversuch sehr ähnlich ist.

Die Schubspannung τ wird berechnet aus:

$$\tau = \frac{M_d}{W_d} \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

W_d = Widerstandsmoment gegen Drehung.

4. In der Formänderungskurve bei Verdrehungsbeanspruchung unterscheidet man wie beim Zugversuch eine Elastizitätsgrenze, eine Fließgrenze (Verdrehgrenze) und eine Bruchfestigkeit (Verdrehfestigkeit). Aus der Schubspannung τ und der Drillung ϑ errechnet man den Gleit- oder Schubmodul G:

$$G = \frac{\tau}{\vartheta} \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

5. Um Längsspannungen in der Verdrehprobe zu vermeiden, muß ein Probenende längsbeweglich eingespannt sein. Die Bruchausbildung erfolgt ohne merkliche Querschnittsverminderung in einer Ebene senkrecht zur Stabachse. Bei Werkstoffen mit stark ausgeprägter Faserrichtung (und niedriger Querfestigkeit) tritt der Bruch mitunter parallel zur Stabachse auf, da die Schubbeanspruchung τ in Längs- und Umfangsrichtung gleich groß ist.

Die Bruchfläche von Verdrehbrüchen ist ähnlich wie bei Schubbrüchen ziemlich glatt.

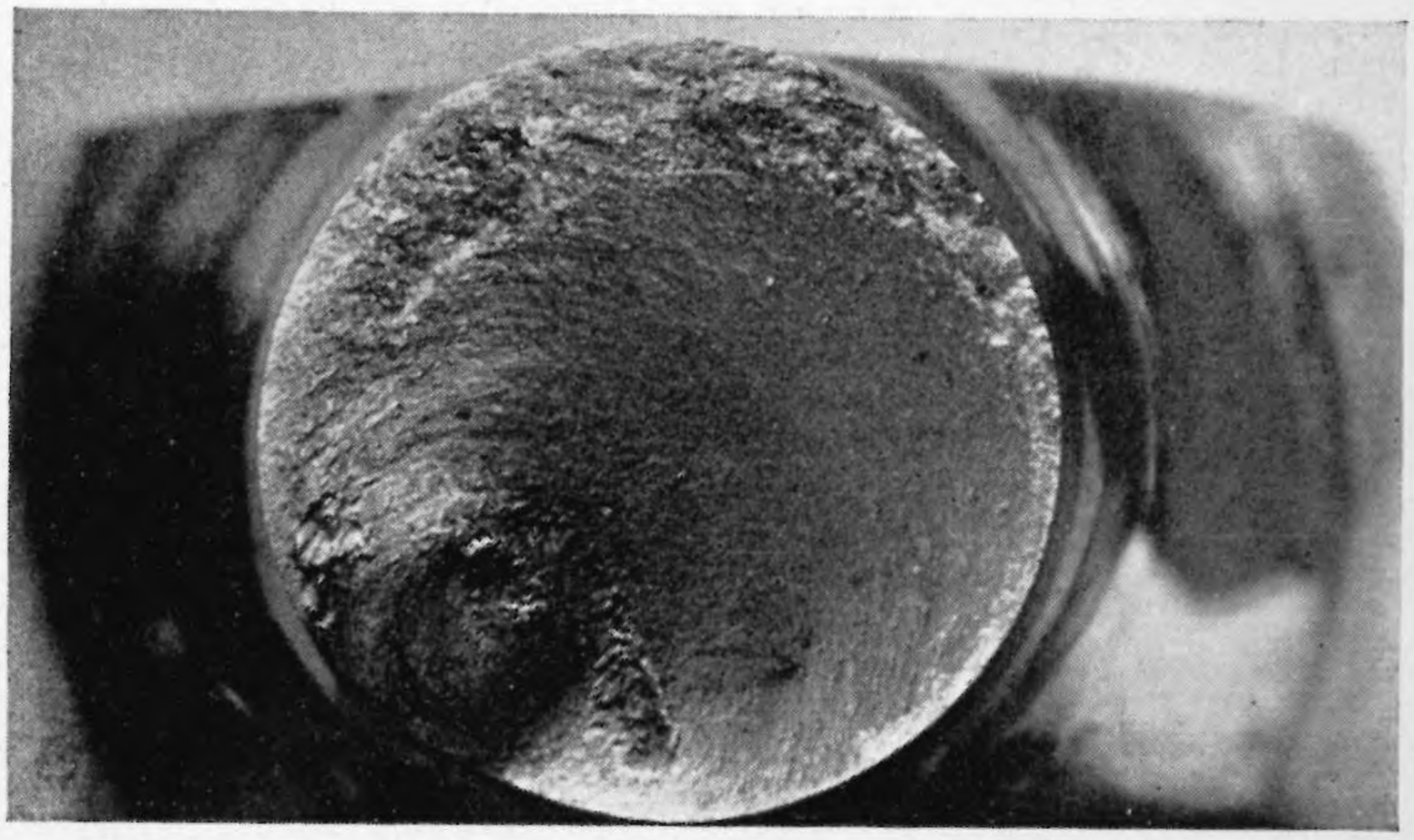

Abb. 2.
Verdrehbruch an einem zähen Stahl.

Dynamische Festigkeitsprüfungen.

1. Die statischen Prüfverfahren dienen dazu, für Vergleichszwecke bestimmte Kennziffern zu ermitteln.

Für die Bemessung von Bauteilen sind diese Kennziffern jedoch nicht ausreichend, da die Beanspruchungen im Betriebe sich meistens von den bei statischen Versuchen angewandten Belastungsbedingungen unterscheiden. Die Betriebsbeanspruchungen wechseln häufig Größe und Richtung, außerdem treten sie vielfach stoßweise auf. Je öfter die Beanspruchungen auftreten, desto niedriger ist die zulässige Spannung.

Durch Querschnittsübergänge (Schultern, Bunde, Nuten, Gewindegänge, Querbohrungen) wird die Spannung an einzelnen Stellen erhöht und weicht damit von der gleichmäßigen Spannungsverteilung in glatten Probestäben erheblich ab.

2. Um zuverlässige Angaben über die Haltbarkeit von Bauteilen bei häufiger Beanspruchung machen zu können, müssen Versuche durchgeführt werden, bei denen die Belastung beliebig oft aufgebracht wird. Derartige Versuche bezeichnet man als Dauerversuche.

Nach der Art der Beanspruchung unterscheidet man Zug-, Druck-, Biege- und Verdreh-Dauerfestigkeit.

3. Trägt man den Verlauf der Spannung in Abhängigkeit von der Zeit auf, so kann man folgende vier verschiedene Fälle unterscheiden:

a) Die Beanspruchung schwillt von 0 bis zu einem oberen Grenzwert σ_o an und fällt wieder auf 0 ab. Dieses Spiel wiederholt sich beliebig oft. Den Spannungsverlauf zwischen den einzelnen Grenzwerten (oberen oder unteren) bezeichnet man als Periode oder Lastspiel. Diejenige obere Grenzspannung σ_o, die eben noch unbegrenzt oft ertragen wird, heißt Schwellfestigkeit oder Ursprungsfestigkeit σ_u.

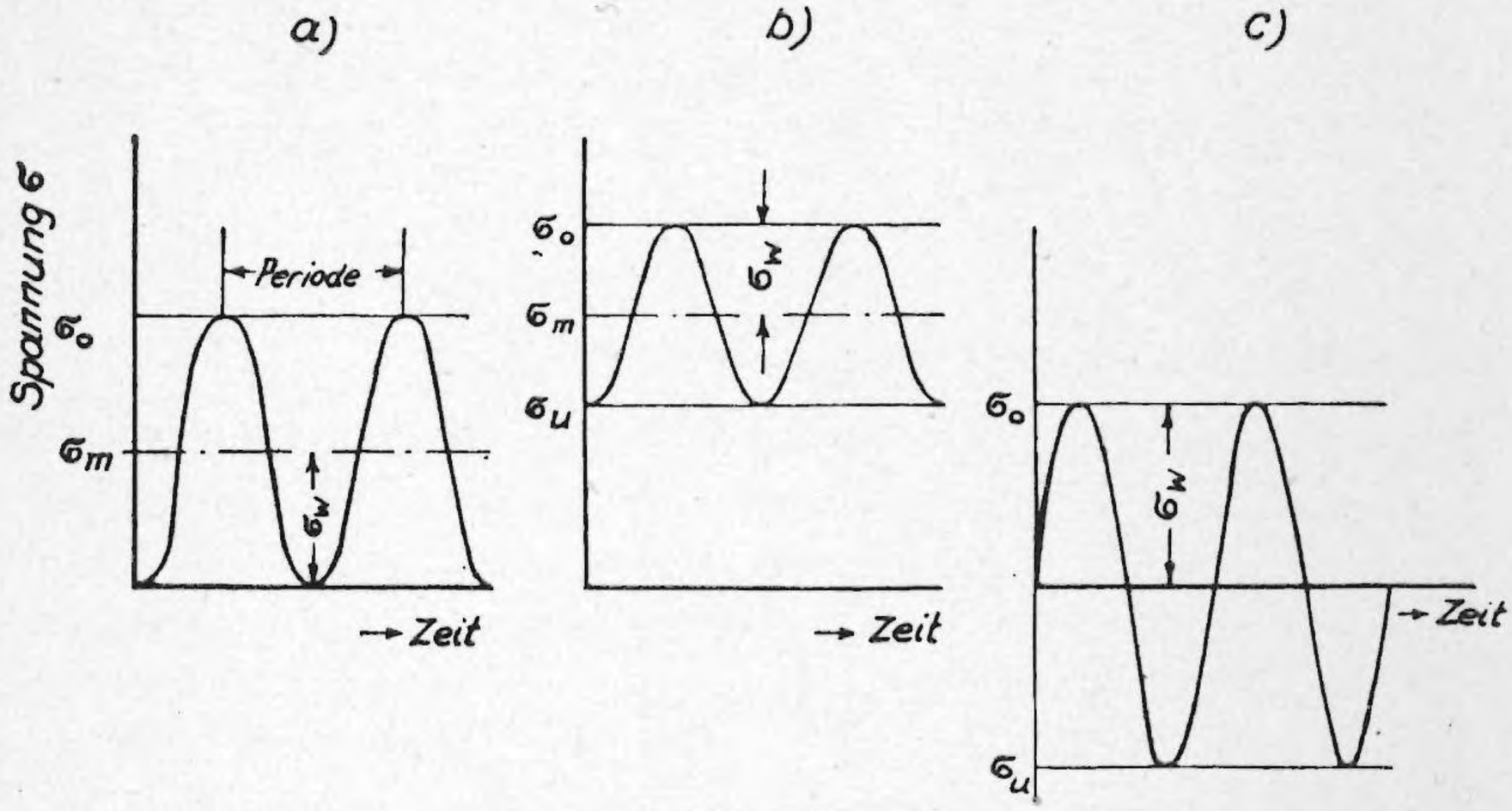

Abb. 1.
Schematische Darstellung der verschiedenen Beanspruchungsarten bei Dauerbeanspruchung.

b) Wechselt die Beanspruchung zwischen einem oberen Wert σ_o und einem unteren Wert σ_u ($>< o$), so bezeichnet man sie als Schwingungs- oder Dauerfestigkeit. Den Spannungswechsel zwischen σ_o und σ_u kann man sich auch so entstanden denken, daß einer ruhenden Mittelspannung σ_m eine Wechselspannung σ_w überlagert wird. Dann ist:

$$\sigma_o = \sigma_m + \sigma_w$$
$$\sigma_n = \sigma_m - \sigma_w$$
$$\sigma_w = \frac{\sigma_o - \sigma_n}{2}$$

Die Wechselspannung σ_w bezeichnet man auch als Schwingungsausschlag oder Amplitude. Der Schwingungsausschlag kann größer oder kleiner als die Mittelspannung σ_m sein. Ist σ_w größer als σ_m, so ändert die Beanspruchung nicht nur ihre Größe, sondern auch ihre Richtung.

c) Schrumpft der Schwingungsaufschlag auf Null zusammen, so liegt eine ruhende Dauerbelastung vor. Die Beanspruchung, die von dem Werkstoff unbeschränkt lange ertragen wird, ohne daß ein Bruch oder eine unzulässige Verformung

eintritt, bezeichnet man als Dauerstandfestigkeit. Die Dauerstandfestigkeit liegt bei den wichtigsten Werkstoffen im normalen Temperaturbereich oberhalb der Fließgrenze und wird deshalb nicht besonders bestimmt. Bei höheren Temperaturen nimmt sie jedoch bei vielen Werkstoffen rasch ab und bestimmt dadurch die Höhe der zulässigen Beanspruchung.

d) Wechselt die Beanspruchung zwischen gleich großen, positiven und negativen Werten ($\sigma_o = -\sigma_u$), so bezeichnet man die dabei gefundene Dauerfestigkeit als Wechselfestigkeit.

4. Die Ermittlung der Dauerfestigkeit, auch Ermüdungsgrenze genannt, erfolgt nach dem Wöhler-Verfahren. Man belastet mehrere gleichartige Proben bei verschieden hohen Beanspruchungen. Die Beanspruchung jedes Stabes wird während des ganzen Versuches gleich gehalten. Man beginnt die Versuchsreihe mit Beanspruchungen etwa in der Höhe der Fließgrenze, bei denen der Probestab bereits nach wenigen Tausenden Lastwechseln zu Bruch geht. Jede folgende Probe wird entsprechend niedriger beansprucht, bis schließlich auch nach vielen Millionen Lastspielen kein Bruch der Probe mehr auftritt. Diese Beanspruchung bezeichnet man als Dauergrenze oder Dauerfestigkeit.

Trägt man die Beanspruchung jeder Probe und die zugehörige Periodenzahl in einem Schaubild auf und verbindet die einzelnen Versuchswerte, so erhält man die sogenannte Wöhler-Kurve. Um die Darstellung übersichtlicher zu gestalten, trägt man die Beanspruchung meistens in linearem Maßstab, die Lastspielzahl in logarithmischem Maßstab auf.

Die Abbildung gibt die Ergebnisse von Zug-Schwellversuchen an Rohren aus Flieg-Werkstoff 1452 wieder. Die statischen Festigkeitswerte des Werkstoffes waren: 0,2-Grenze 60 kg/mm², Zugfestigkeit 89 kg/mm², Bruchdehnung 21%.

Die untere Grenzspannung betrug bei allen Proben 12 kg/mm² Eine Beanspruchung von 85 kg/mm² (entsprechend 95% der Zugfestigkeit) wird bereits 100mal ausgehalten. Beanspruchungen in Höhe der 0,2-Grenze führen erst nach 50 000 Wiederholungen zum Bruch. Bei 40 kg/mm² oberer Beanspruchung werden schon über 1 Million Lastspiele erreicht. Bei einer Beanspruchung von 38 kg/mm² (entsprechend 43% der Zug-

festigkeit) biegt die Wöhler-Kurve in die Waagerechte um, das heißt diese Beanspruchung wird beliebig oft ohne Bruch ertragen. Sie stellt also die Dauerfestigkeit dar.

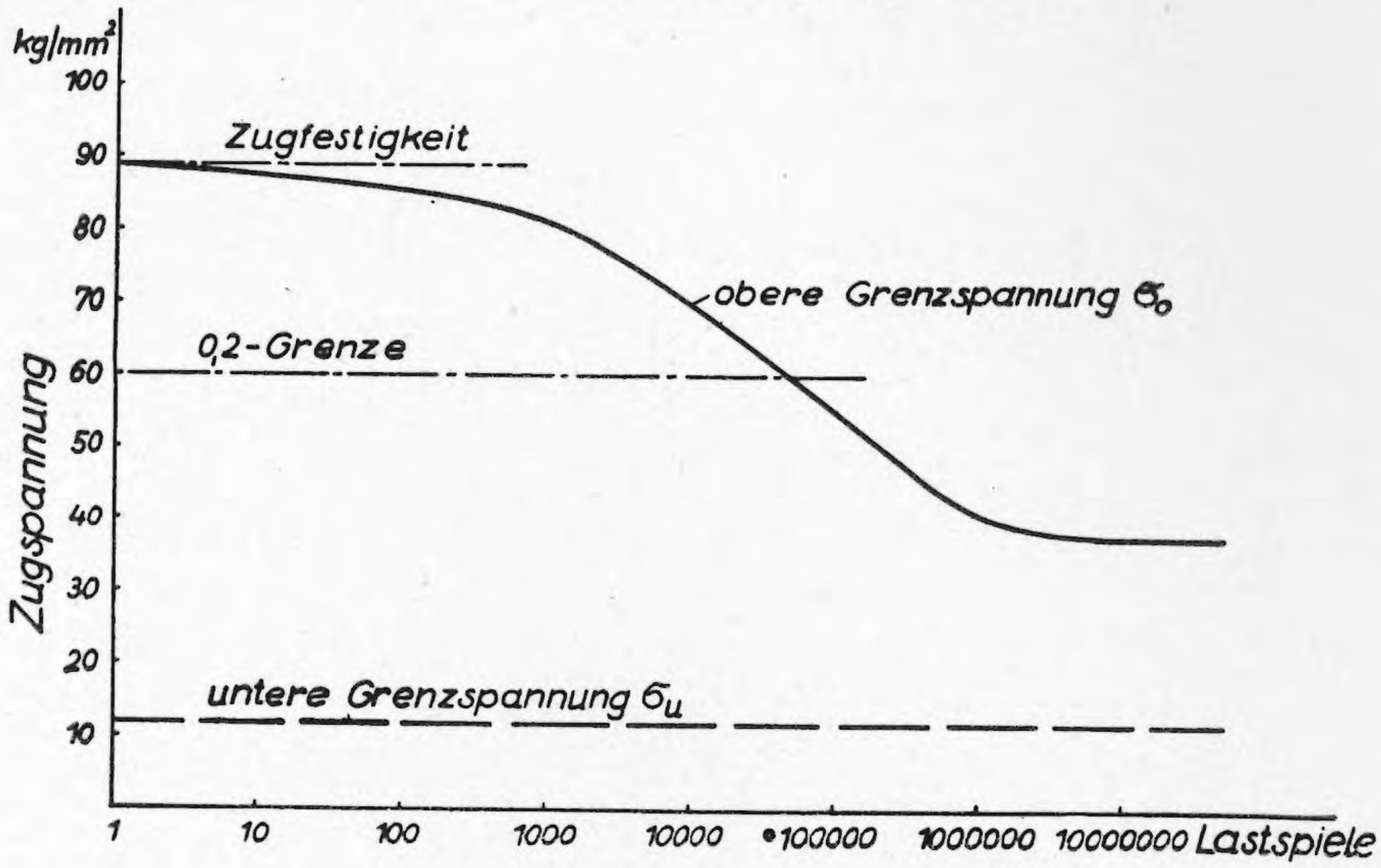

Abb. 2.
Dauerfestigkeits-Schaubild eines Cr-Mo-Stahlrohres bei Zug-Schwell-Beanspruchung.

5. Die Wöhler-Kurve verläuft in der halblogarithmischen Darstellung bei Lastspielzahlen über 10 000 ziemlich geradlinig. Der Übergang vom abfallenden Kurvenast in den waagerechten Teil liegt meistens zwischen 1 und 5 Millionen Lastspielen. Bei Stählen führt man deshalb die Dauerversuche bis zu einer Lastspielzahl von etwa 10 Millionen durch, um die Dauergrenze genügend genau zu ermitteln.

Bei anderen Werkstoffen verläuft die Kurve teilweise anders. Abbildung 3 zeigt derartige Dauerfestigkeitskurven bei umlaufender Wechselbiege-Beanspruchung für verschiedene Werkstoffe. Bei Stählen und Hölzern ist eine ausgeprägte Dauergrenze festzustellen, dagegen fällt bei Leichtmetallen die Wöhler-Kurve auch nach sehr hohen Lastspielzahlen weiter ab. Der Abfall ist jedoch so gering, daß man in den meisten Fällen sich begnügen kann, die Versuche bis zu Lastspielzahlen von etwa 20 Millionen auszudehnen.

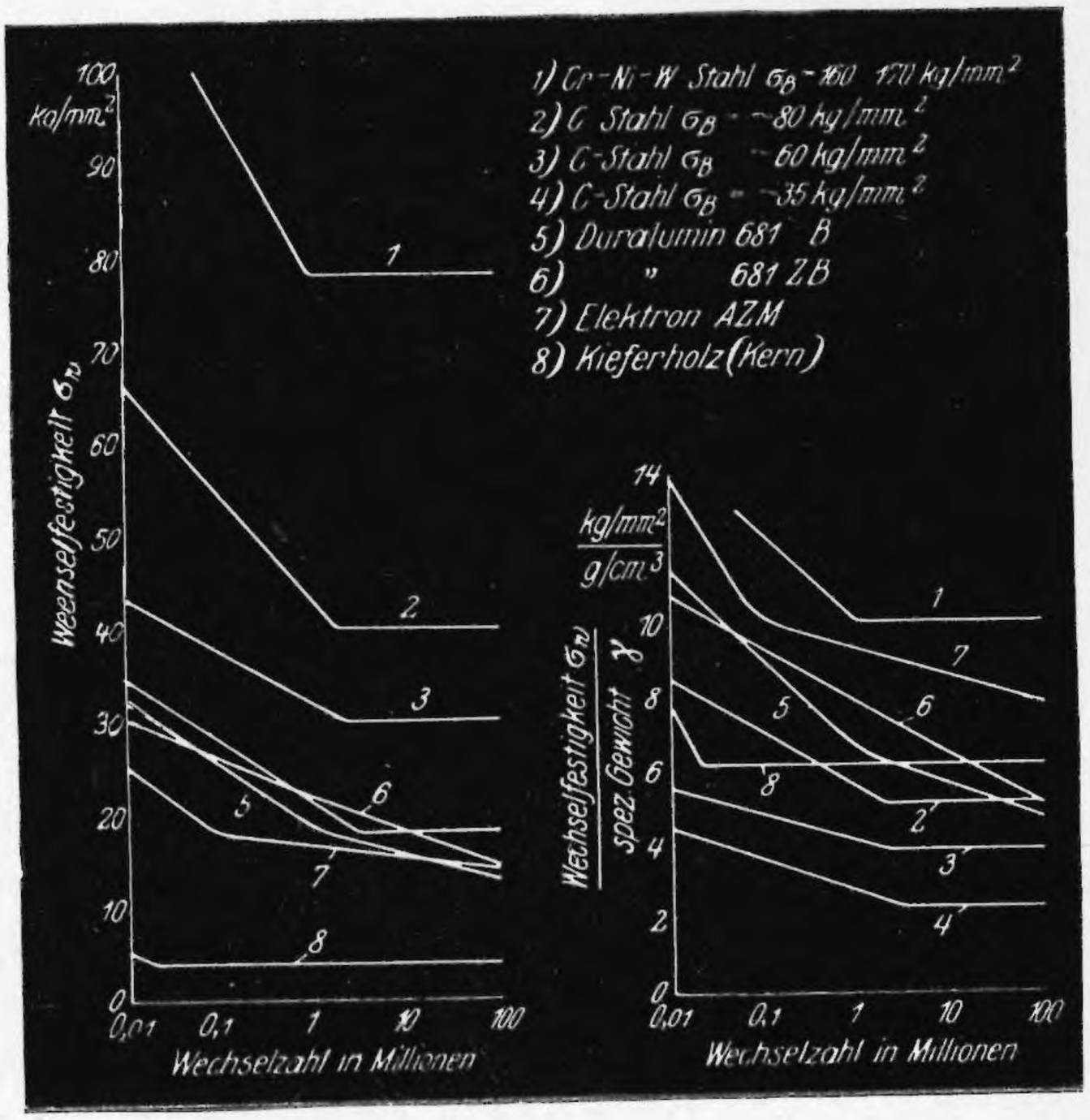

Abb. 3.
Dauerfestigkeitskurven verschiedener Werkstoffe.

6. Der zulässige Schwingungsausschlag ist abhängig von der Mittelspannung. Je höher die Mittelspannung, desto kleiner ist die zulässige Wechselspannung. Den Zusammenhang zwischen Mittelspannung und überlagerter Wechselspannung ersieht man aus dem Dauerfestigkeitsschaubild. Trägt man in der waagerechten Richtung die Mittelspannung auf, in der senkrechten die zugehörigen oberen und unteren Grenzspannungen, so ergibt die Verbindungslinie der Grenzspannungen das Dauerfestigkeitsschaubild.

Im Ursprung des Achsenkreuzes ist die Mittelspannung $\sigma_m = 0$, die Grenzspannungen entsprechen also der Wechselfestigkeit. Die Schnittpunkte der oberen bzw. unteren Grenzspannungskurve mit der waagerechten Achse geben die Zug- bzw. Druck-Ursprungsfestigkeit an. Beide Grenzkurven laufen in der Dauerstandfestigkeit zusammen. Der allmählich sich verringernde Abstand zwischen den beiden Grenzspannungskurven ergibt die jeweils zulässige Wechselspannung.

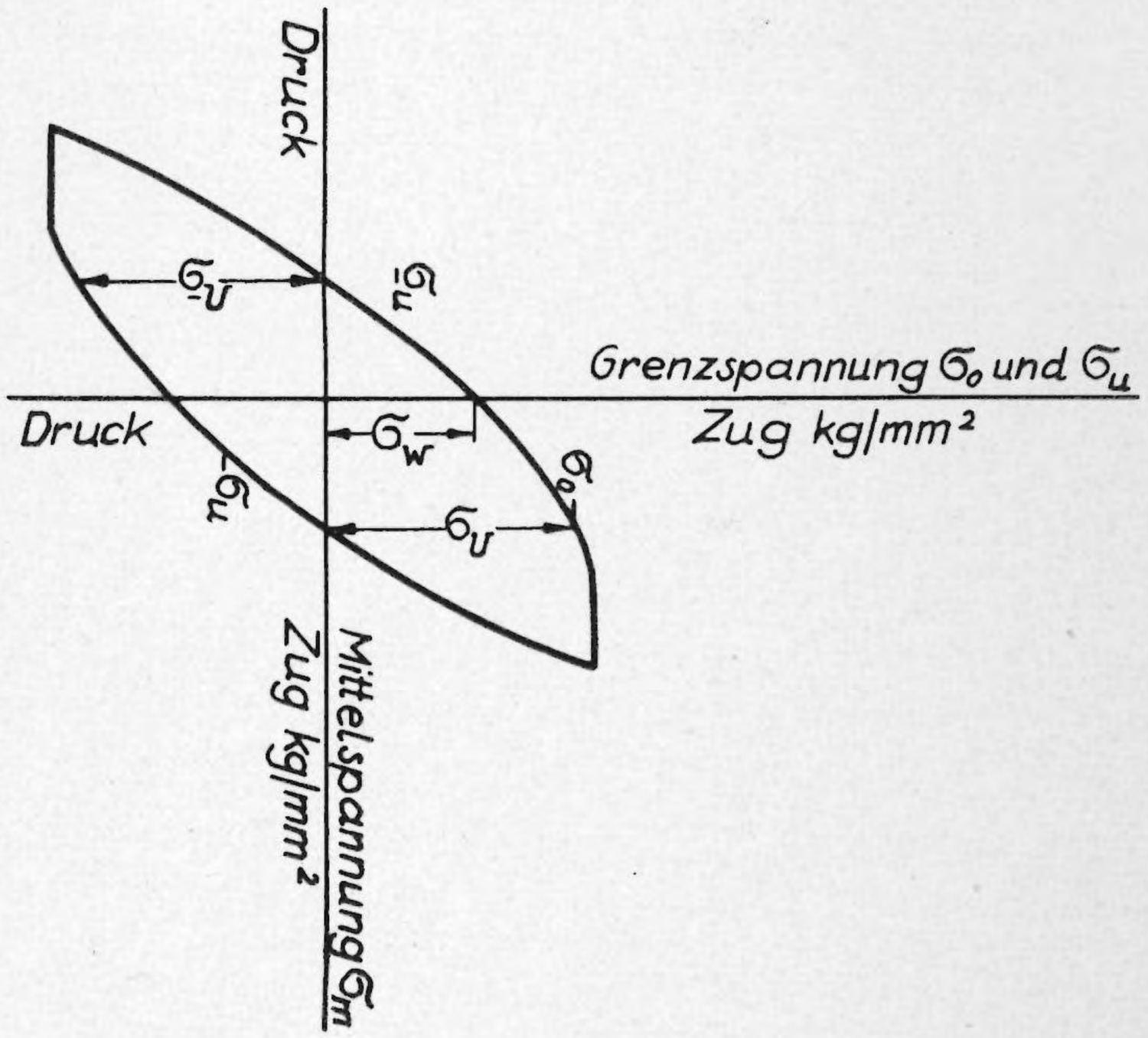

Abb. 4.
Dauerfestigkeitsschaubild bei Zug-Druck-Beanspruchung.

7. Die Dauerversuche werden meistens mit verhältnismäßig kleinen Proben durchgeführt. Bei Zug-Druck-Beanspruchung glatter Stäbe ist die ermittelte Dauerfestigkeit unabhängig vom Probendurchmesser. Bei Biege- oder Verdrehbeanspruchungen, bei denen die Spannungen von der Stabachse nach dem Außenrande zu anwachsen, ist ein Einfluß

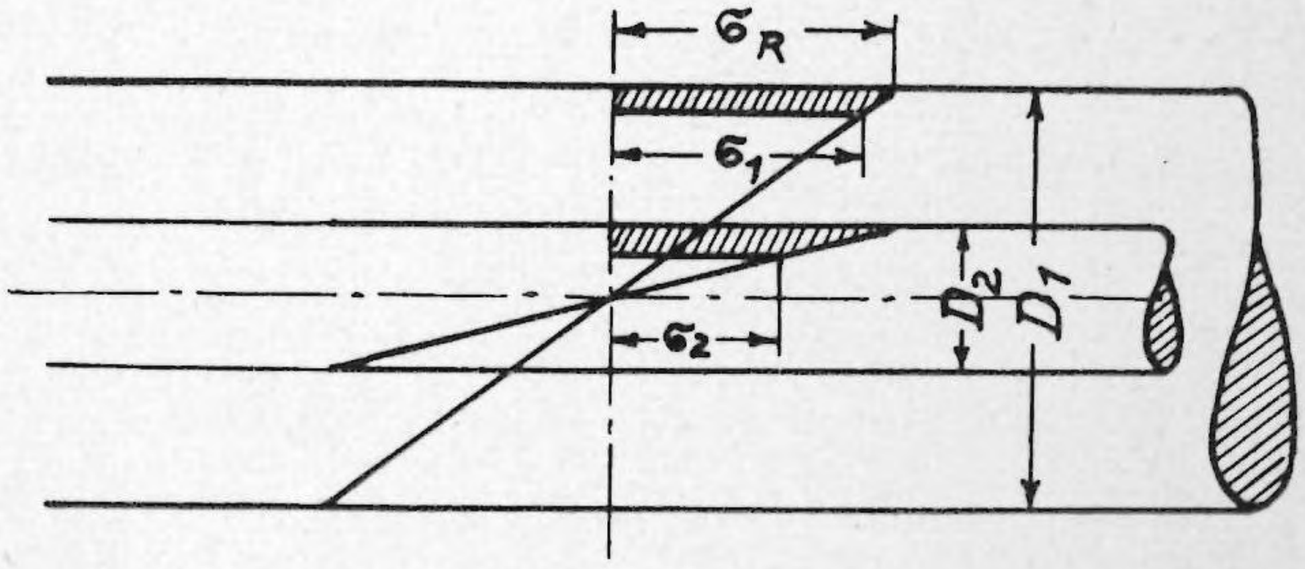

Abb. 5.
Spannungsverteilung in Biegestäben verschiedener Durchmesser bei gleicher Randspannung.

der Probengröße festzustellen. Wegen des steileren Abfalles der Spannungen nach der Stabachse zu werden bei dünneren Proben höhere Festigkeitswerte gefunden als bei dickeren.

8. Ungleichmäßige Spannungsverteilung infolge von Kerben oder Bohrungen wirkt sich in ähnlicher Weise aus. Die dadurch hervorgerufene Spannungserhöhung ist abhängig von der Form und Größe der Kerben. Die Wirksamkeit dieser

Werkstoff	Zug-festigkt. σ_B kg/mm²	σ_B/γ	Wechsel-festigkt. σ_W kg/mm²	σ_W/γ	Kerb-Wechsel-festigkt. $\sigma_{W\,Kerb}$ kg/mm²	$\sigma_{W\,Kerb}/\gamma$	Bund-Wechsel-festigkt. $\sigma_{W\,Bund}$ kg/mm²	$\sigma_{W\,Bund}/\gamma$
C-Stahl	53,9	6,8	27	3,5	18	2,3	15	1,9
Cr-Ni-W-Stahl	162	20,8	69	8,85	32	4,1	30	3,85
Duralumin 681 B	40,8	14,6	14	5,0	13,5	4,8	11,5	4,1
Elektron AZM	31,3	17,4	11 15,3*)	6,1 8,5*)	10 —	5,55 —	10*)	5,55*)

(nach Ludwik)
*) nach DVL

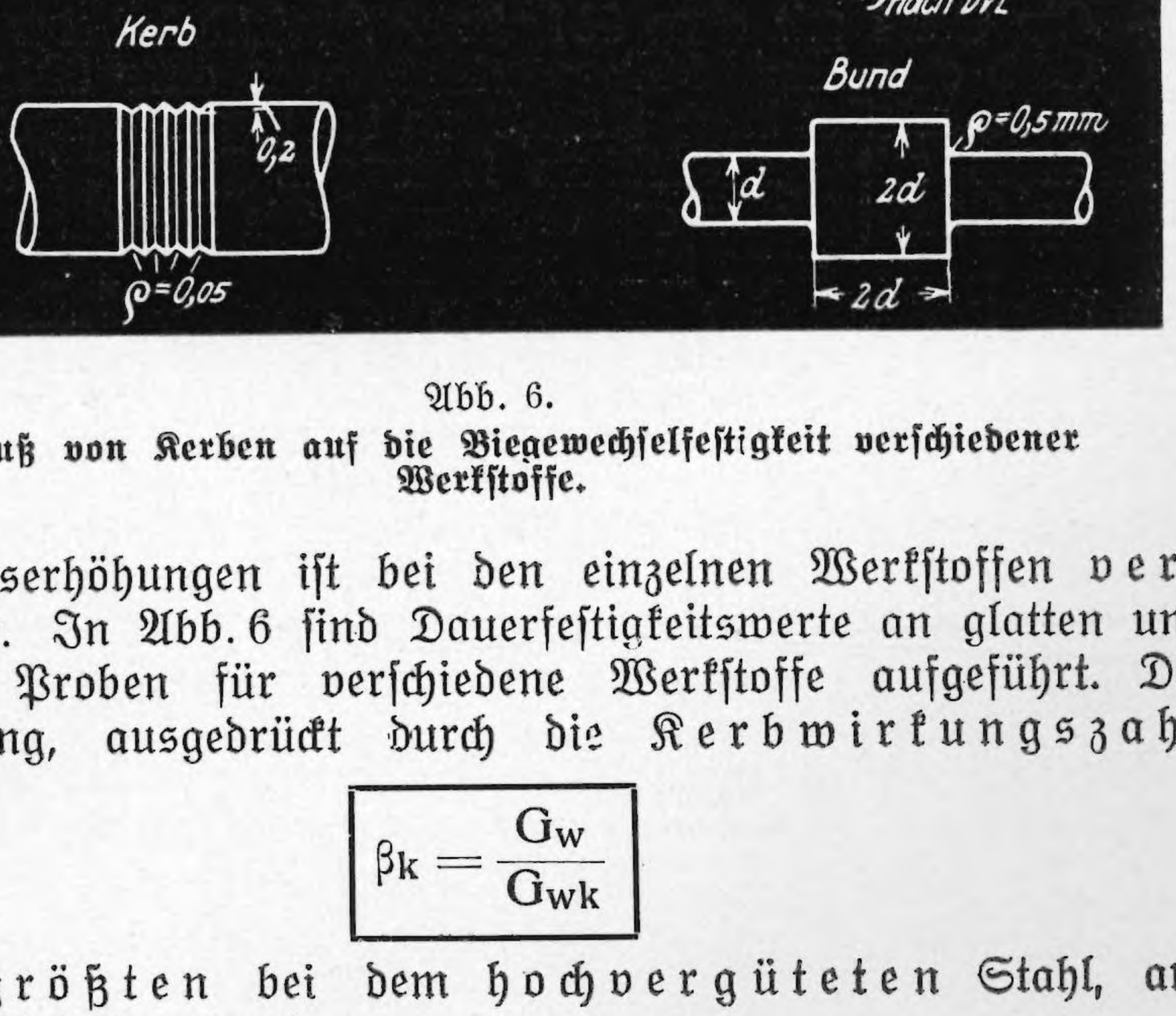

Abb. 6.
Einfluß von Kerben auf die Biegewechselfestigkeit verschiedener Werkstoffe.

Spannungserhöhungen ist bei den einzelnen Werkstoffen verschieden. In Abb. 6 sind Dauerfestigkeitswerte an glatten und gekerbten Proben für verschiedene Werkstoffe aufgeführt. Die Kerbwirkung, ausgedrückt durch die Kerbwirkungszahl

$$\beta_k = \frac{G_w}{G_{wk}}$$

ist am größten bei dem hochvergüteten Stahl, am geringsten bei Duralumin.

Bei gleichbleibendem Verhältnis von Kerbtiefe zu Probendurchmesser steigt die Kerbwirkung mit wachsendem Stabdurchmesser an. Die gleiche Kerbform setzt also in einem größeren Querschnitt die Dauerfestigkeit stärker herab als in einem kleineren.

Je höher die Festigkeit und je größer die Abmessungen eines Bauteiles sind, desto sorgfältiger muß deshalb die Formgebung und Bearbeitung erfolgen.

Bei ungünstiger Formgebung ist eine Steigerung der Dauerhaltbarkeit eher durch eine Verbesserung der Querschnittsübergänge als durch Auswahl eines festeren Werkstoffes zu erreichen.

9. Sehr ungünstig wirkt sich ein gleichzeitiger Korrosionsangriff während der Dauerbeanspruchung aus. Die Korrosions-Dauerfestigkeit ist abhängig von der Art des Korrosionsangriffes. Auch bei ganz schwachem Korrosionsangriff ist eine sehr starke Herabsetzung der Dauerhaltbarkeit festzustellen.

Ein Stahl mit etwa 60 kg/mm² Zugfestigkeit, der am glatten Stab eine Wechsel-Biege-Festigkeit von etwa 32 kg/mm² aufweist, erleidet durch Berieselung der Probe während des Versuches mit gewöhnlichem Leitungswasser eine Herabsetzung der Dauerfestigkeit auf 13 kg/mm². Die Korrosionsdauerfestigkeit beträgt unter den angewandten Versuchsbedingungen also nur noch 40% der Wechsel-Biege-Festigkeit.

Ein vergüteter Stahl mit 120 kg/mm² Zugfestigkeit und etwa 60 kg/mm² Wechsel-Biege-Festigkeit hat unter den gleichen Versuchsbedingungen 16 kg/mm² Korrosionsdauerfestigkeit, das heißt 26% der Wechsel-Biege-Festigkeit. Trotz Erhöhung der statischen und dynamischen Festigkeit auf den doppelten Wert ist die Korrosionsdauerfestigkeit also nur um 3 kg/mm² (=23%) gestiegen.

Schärfere Korrosionsmittel, z. B. Seewasser, beeinträchtigen die Festigkeitseigenschaften noch wesentlich mehr. Für alle Teile, die Dauerbeanspruchungen im Betriebe unterworfen sind, ist deshalb ein guter Oberflächenschutz unbedingt notwendig.

10. Da die Gesetzmäßigkeiten, nach denen die Dauerfestigkeit von der Probenform und Probengröße abhängig ist, erst sehr wenig bekannt sind, wird die Dauerhaltbarkeit der Bauteile meistens an maßgetreuen Modellen untersucht. Dies ist besonders dann zu empfehlen, wenn auch der Einfluß von Einspannstellen, Passungsflächen, Oberflächenveränderungen durch Reiboxydation und dgl. erfaßt werden soll.

Prüfmaschinen für Dauerversuche.

1. Zur Durchführung von Dauerversuchen eignen sich statische Prüfmaschinen schlecht, da ihre geringe Belastungsgeschwindigkeiten lange Versuchszeiten erfordern würden.

Die Dauerprüfmaschinen arbeiten meistens mit Prüfgeschwindigkeiten von etwa 1000 bis 5000 Lastspielen je Min. Man unterscheidet zwei Hauptgruppen von Prüfmaschinen:

a) Die erste Gruppe arbeitet mit bestimmten, vor Beginn der Versuche einstellbaren Lasthüben, die eine entsprechende Formänderung in der Probe hervorrufen. Die dazu notwendige Belastung wird durch die Probe auf den Kraftmesser übertragen und dort abgelesen. Die Kraftmesser müssen so starr gebaut sein, daß ihre Eigenfrequenz weit oberhalb der Maschinendrehzahl liegt, da sonst die Kraftanzeige fehlerhaft wird. Bei Maschinen mit Manometer-Anzeige wirkt der Meßdruck nur während eines kurzen Zeitraumes bei der Spitzenbelastung auf das Anzeigegerät. Dadurch wird die Trägheit des Gerätes ausgeschaltet.

b) Die zweite Gruppe arbeit nach dem Schwingungsprinzip. Probestab und Teile der Prüfmaschine bilden ein federndes System, das durch umlaufende Beschleunigungskräfte (Unwucht) in geeigneter Weise erregt wird. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt darin, daß man bei Prüfgeschwindigkeiten in der Nähe der Eigenfrequenz des Systems (Resonanzlage) mit ganz geringen Erregerkräften auskommt, da nur die Reibungs- und Dämpfungsverluste ausgeglichen werden müssen. Zur Konstanthaltung des Schwingungsausschlages und damit der Beanspruchung der Probe sind besondere Steuereinrichtungen erforderlich. Die Beanspruchung wird entweder aus den Verformungen der Probe errechnet oder durch besondere Meßfedern bestimmt.
Nach beiden Methoden werden sowohl Maschinen für Zug-, Druck-, Biegung- und Verdreh-Beanspruchungen gebaut.

2. Am einfachsten ist eine sinusförmige Wechsel-Biege-Beanspruchung an runden Proben zu erzeugen. Wird nämlich ein einseitig eingespannter oder an beiden Enden drehbar gelagerter Probestab unter einer ruhenden Belastung ge-

dreht, so entsteht bei der Drehung der Probe um ihre Längsachse in jeder Faser eine sinusförmig wechselnde Biegebeanspruchung.

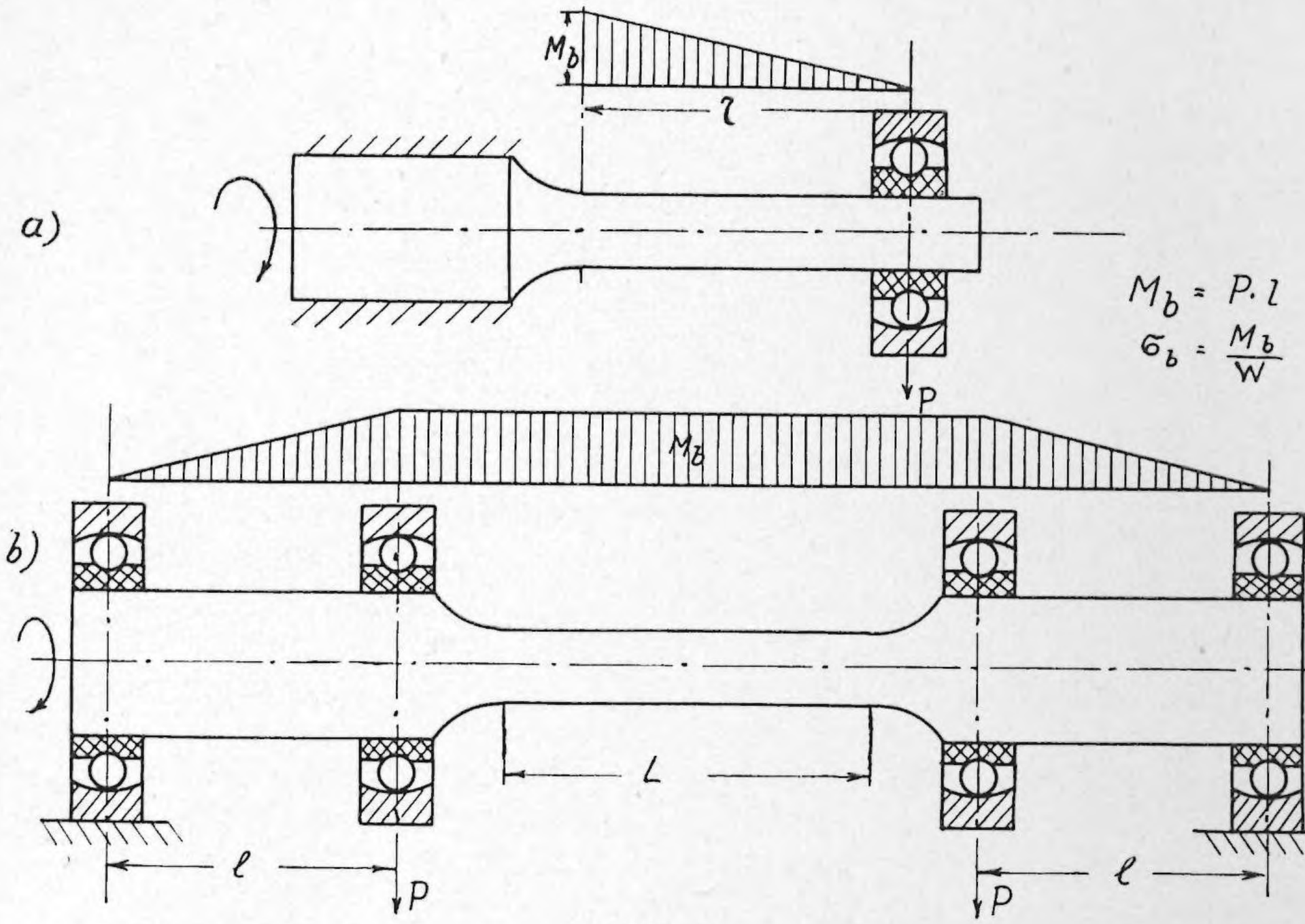

Abb. 1.

Belastungs-Anordnungen für Wechselbiege-Versuche mit umlaufender Probe a) einseitig eingespannt, b) doppelseitig gelagert.

In der Stellung I herrscht in der Faser A die größte Zug-spannung, in der Faser B die größte Druckspannung. Nach einer Viertel-Drehung des Stabes (Stellung II) sind die Fasern A und B in die neutrale Zone gerückt, wo ihre Normalspannung

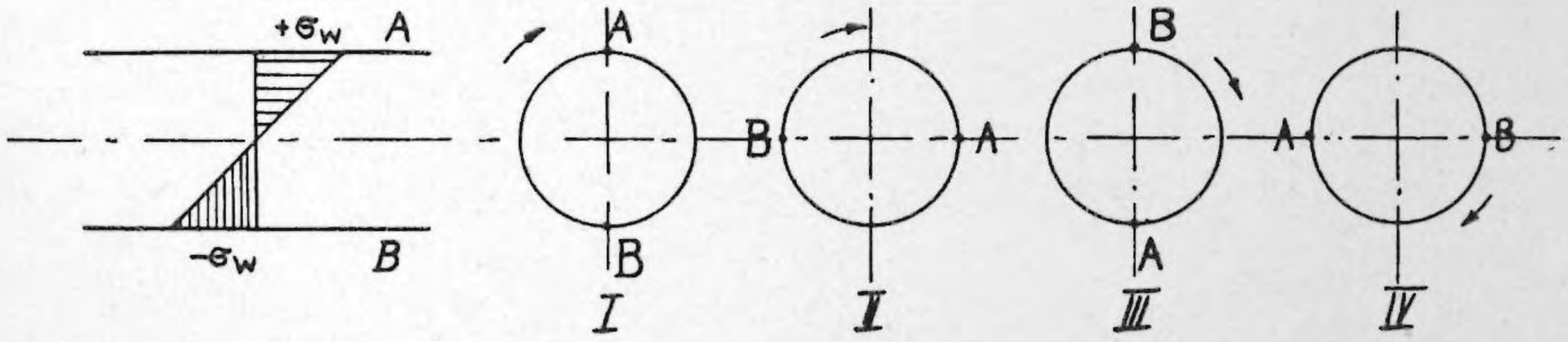

Abb. 2.

Verlauf der Wechselspannungen in den einzelnen Fasern eines umlaufenden Wechselbiege-Probestabes.

Null ist. Nach einer weiteren Viertel-Drehung ist die Beanspruchung der beiden Fasern vertauscht (Stellung III). Stellung IV entspricht Stellung II.

Mit jeder Umdrehung des Probestabes wiederholt sich dieses Lastspiel in jeder Faser. Bei der Einspann-Bedingung nach Abb. 1 a wächst das Biegemoment und damit auch die Beanspruchung nach der Einspannstelle zu an. Bei den Versuchsbedingungen nach Abb. 35 b ist die Beanspruchung innerhalb der ganzen Meßlänge gleich hoch.

Dauerbruch-Formen.

1. Das hauptsächlichste Kennzeichen eines Dauerbruches ist die glatte, mitunter samtartig matte Bruchfläche sowie das Fehlen bleibender Verformungen an der Bruchausgangsstelle. Die folgenden Abbildungen lassen die Besonderheiten der Dauerbruch-Ausbildung erkennen.

Abb. 1 zeigt die Bruchfläche eines Chrom-Molybdän-Stahlrohres, das bei Zug-Schwell-Beanspruchungen zwischen 12 und 35 kg/mm² nach 350 000 Lastspielen gebrochen ist. Der Dauerbruch geht von der Stelle A der Innenwandung aus und pflanzt sich längs des Innenrandes und nach dem Außenrand zu fort. Solange der Bruch noch nicht bis zur Außenfläche vorgedrungen war, pflanzte er sich nur ganz langsam fort. Erst nachdem ein durchgehender Riß entstanden war,

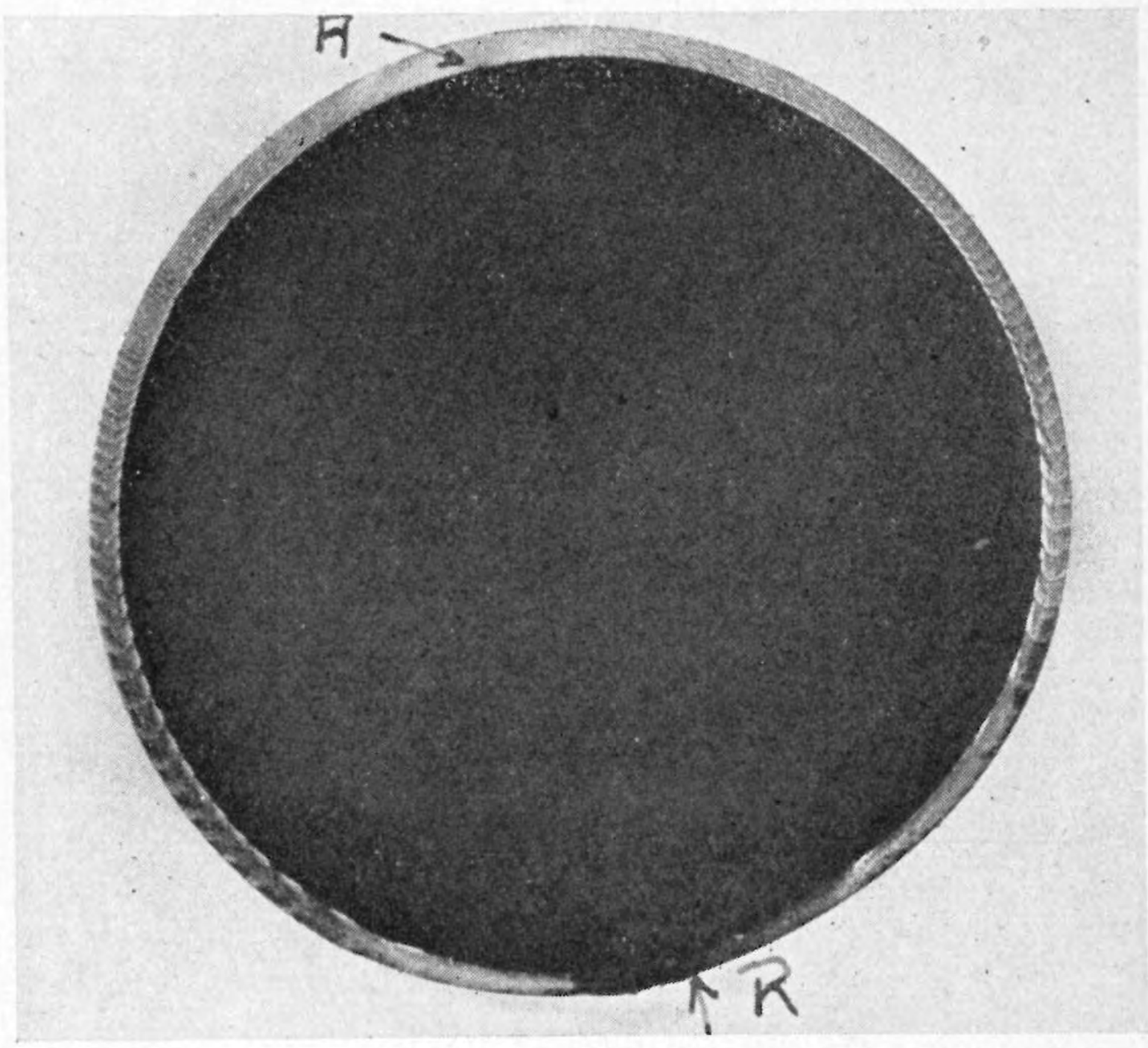

Abb. 1.
Dauerbruchfläche eines durch Zug-Schwell-Belastungen beanspruchten Stahlrohres.

drang er nach beiden Seiten schneller vorwärts als dies an der rauheren Bruchfläche zu erkennen ist. Da bei gleichbleibender Belastung die Spannung im Restquerschnitt immer höher ansteigt, je weiter der Bruch vorwärts schreitet, nimmt die Fortpflanzungsgeschwindigkeit des Risses ständig zu. Schließlich ist der Restquerschnitt so klein geworden, daß die Spannung auf die statische Zugfestigkeit angewachsen ist, der Bruch tritt infolgedessen auf einmal ein.

Bei Wechsel-Biege-Beanspruchungen in einer Ebene ergeben sich ganz ähnliche Bruchformen, jedoch liegt die Anbruchstelle dann meistens auf der Außenseite des Rohres, da hier die größeren Beanspruchungen vorliegen.

Abb. 2 zeigt die beiden Bruchflächen eines Ventilschaftes, das durch die stoßweise Betriebsbelastung beim Aufsetzen des Ventils im Betriebe zu Bruch gegangen war. Der Anbruch geht von verschiedenen Stellen des Umfangs aus. Die Bruchursache liegt wahrscheinlich in der einseitigen Belastung

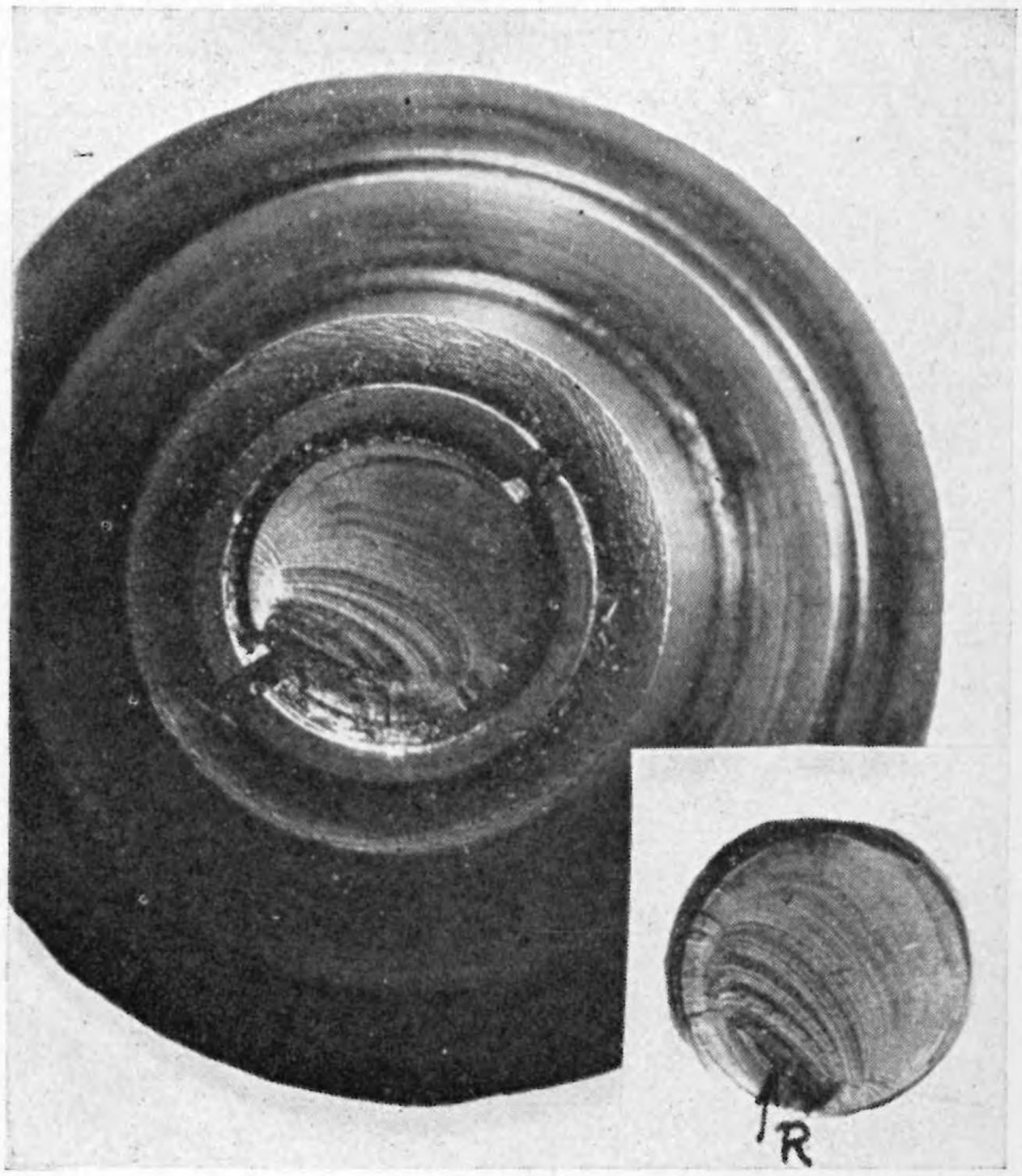

Abb. 2.
Dauerbruchfläche eines Ventilschaftes am Übergang zum Teller.

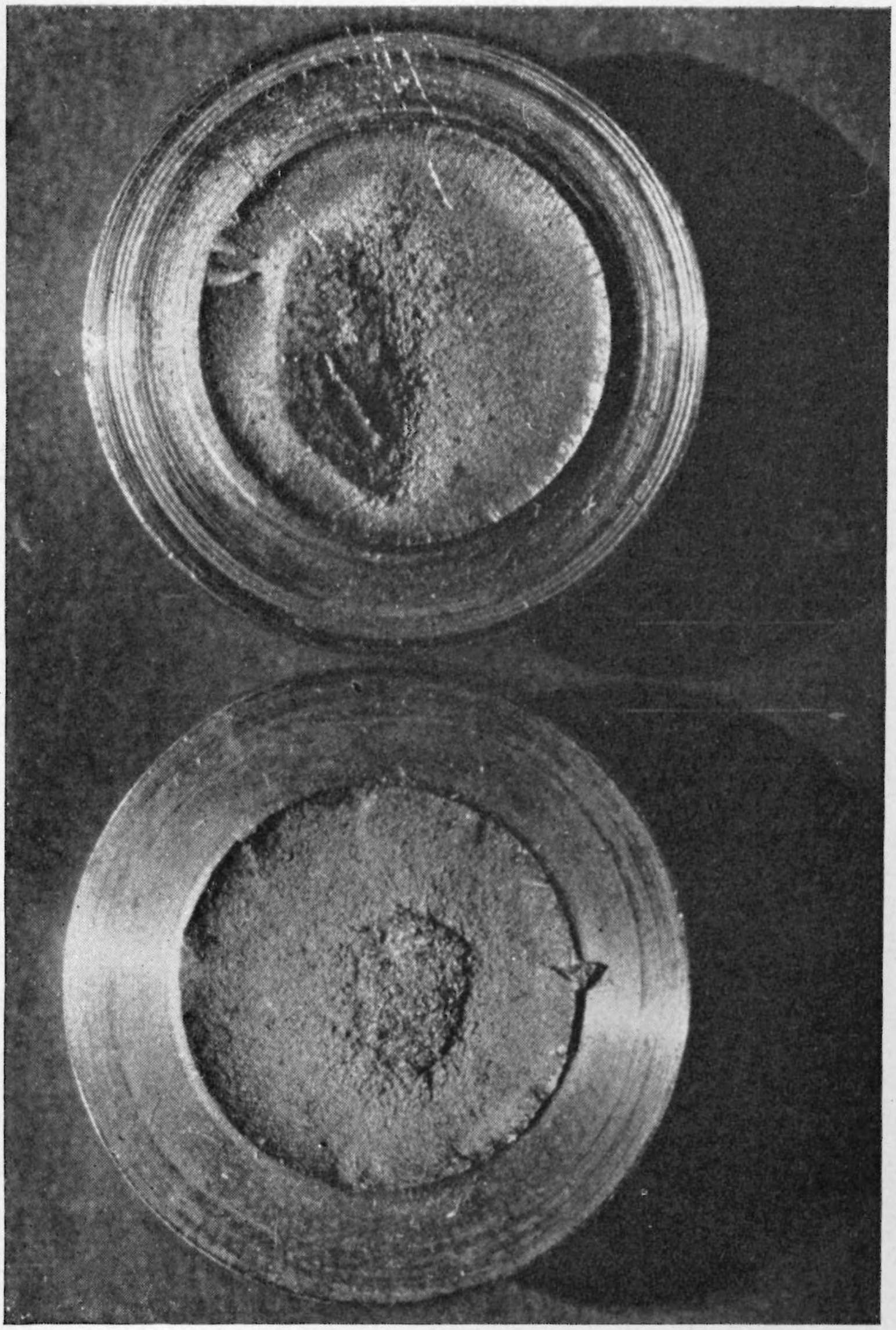

Abb. 3.
Dauerbrüche von Schraubenköpfen infolge umlaufender Biegebeanspruchungen.

der Sitzfläche infolge Verziehens der Führungsbuchse oder der Ringfläche. Dadurch tritt eine einseitige Biege-Beanspruchung auf, der Restbruch liegt in diesem Falle außer der Mitte. Die zahlreichen Raſtlinien laſſen das Fortſchreiten der Riß-front erkennen. Die Linien entſtehen durch Unterſchiede in der Fortpflanzungsgeſchwindigkeit des Riſſes. An Brüchen, die im Betriebe aufgetreten ſind, findet man dieſe Raſtlinien häufig, da die Betriebsbeanſpruchungen nicht immer gleich hoch ſind. Bei Probeſtäben, die im Vergleich mit gleichbleibender Be-laſtung beanſprucht waren, fehlen ſie meiſtens.

Brüche von Schraubenköpfen, die durch Biegebean-ſpruchung nach Abb. 1a Wk 15/2 belaſtet waren, zeigt Abb. 3. Der linke höher beanſpruchte Kopf hat eine rauhere Bruchfläche mit mehreren Anbruchſtellen am Schaftumfang. Der rechte Kopf war nur wenig oberhalb der Dauergrenze beanſprucht., infolge-deſſen iſt ſeine Bruchfläche glatter und die Reſtbruchfläche liegt etwas außer Mitte.

Dauerbrüche von Holz zeigen einen kurzfaſerigen Bruch. Abb. 4 ſtellt die Bruchfläche eines Probeſtabes dar, der durch Biegebeanſpruchungen nach Abb. 1 b Wk 15/2 belaſtet war.

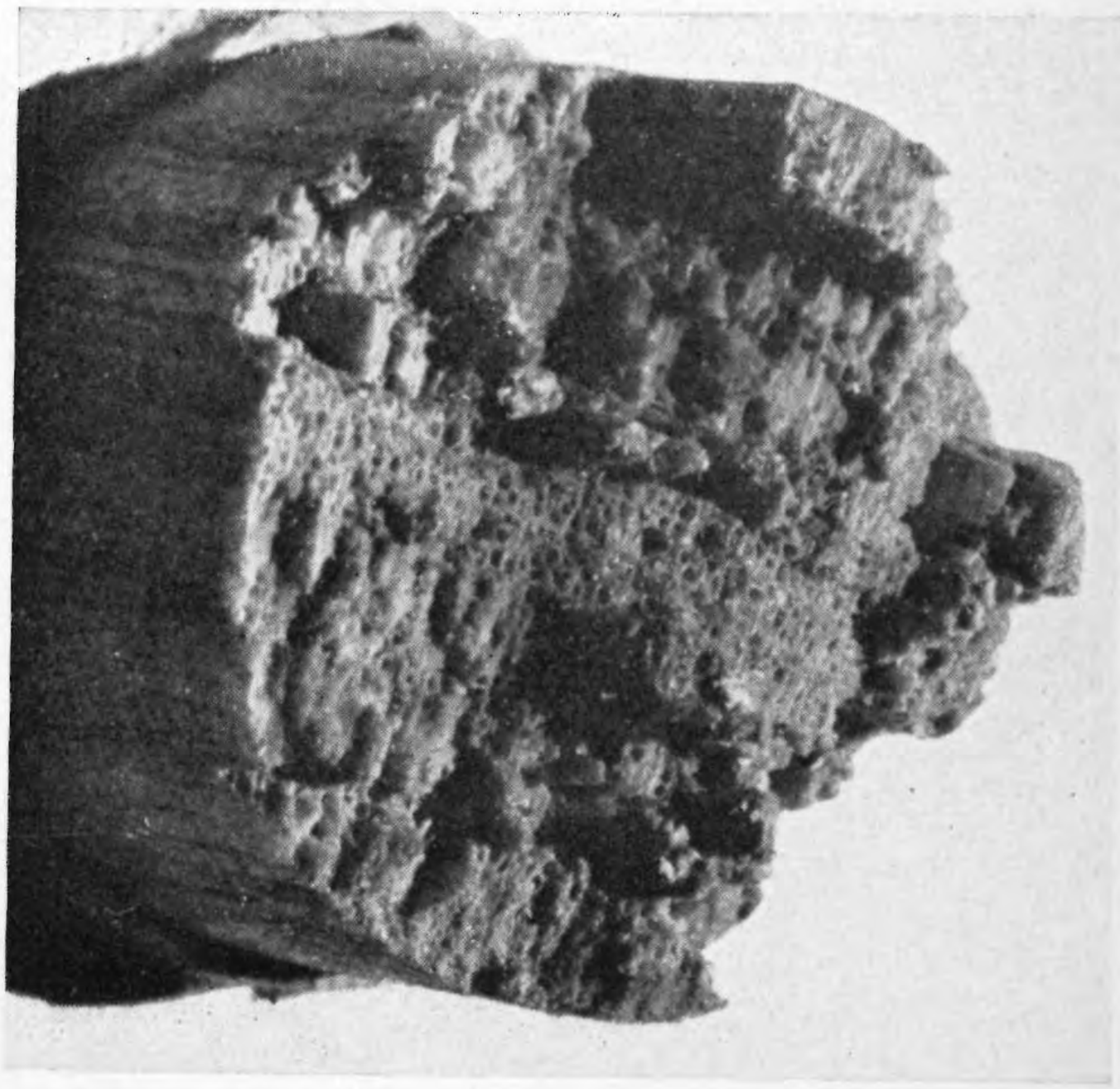

Abb. 4.

Dauerbruchfläche eines umlaufenden Wechſelbiege-Probeſtabes aus Eſchenholz.

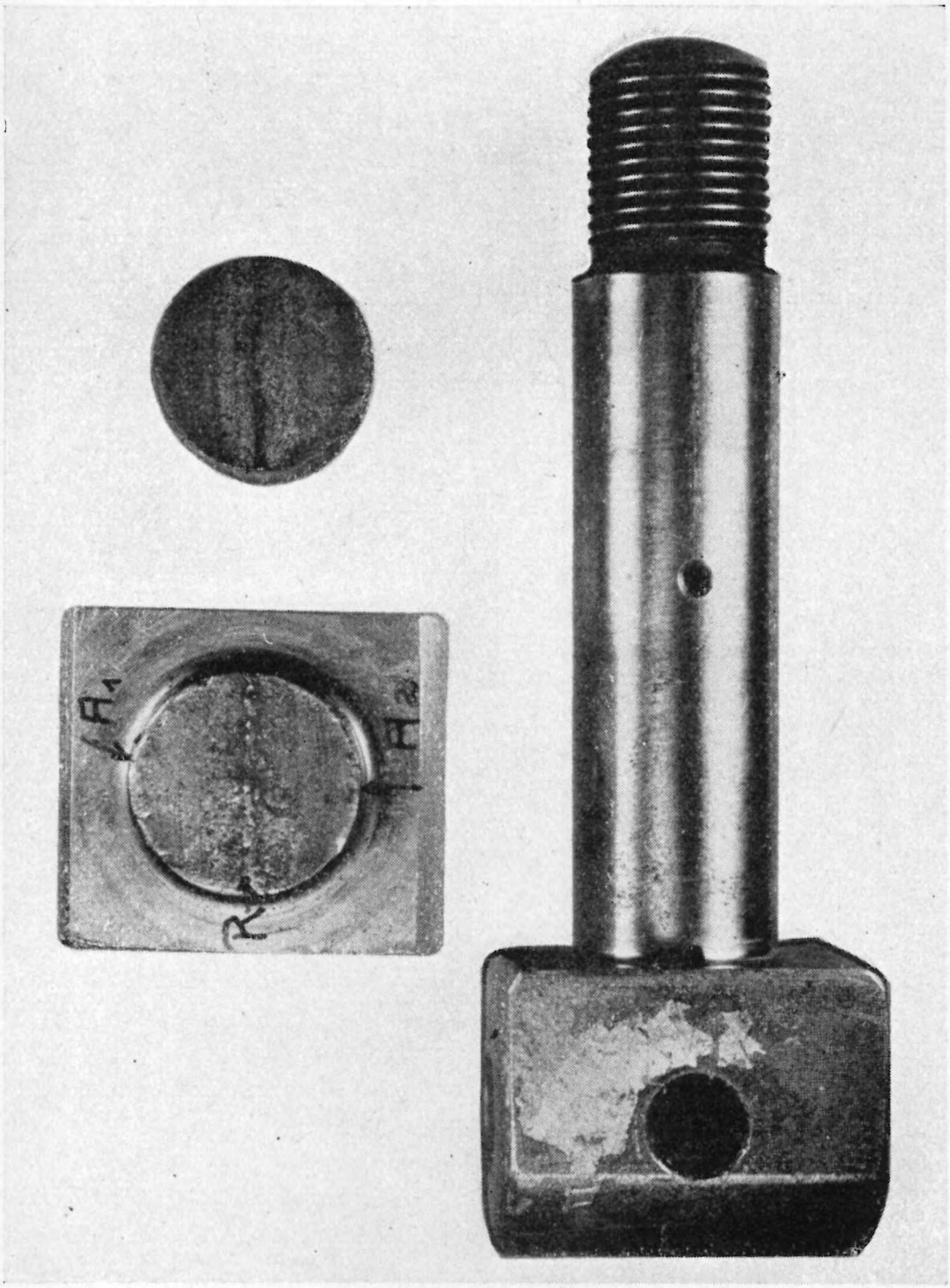

Abb. 5.
Dauerbruch an einem Spornlagerbolzen infolge Biegebeanspruchungen senkrecht zur Gelenkebene.

Bei Biegebeanspruchung in einer Ebene setzt der Bruch an einer bzw. zwei gegenüberliegenden Stellen des Querschnittes ein. Abb. 5 zeigt den doppelseitigen Anbruch eines drehbaren Spornlagerbolzens, bei dem die Anbrüche senkrecht zur Gelenkebene ausgehen. Der Restbruch liegt als schmale Zone in der Mitte.

Abb. 6 läßt die Ausbildung der Dauerbruchformen an einem hin- und hergebogenen Leichtmetall-Rundstab erkennen. Die erst linsenförmig gekrümmte Bruchfront flacht sich mit weiterem Fortschreiten immer mehr ab. Die dunklere Färbung an der Anbruchstelle ist nicht auf einen Werkstoffehler zurückzuführen, sondern erscheint nur dunkler, da die Bruchfläche an dieser Stelle rauher ist.

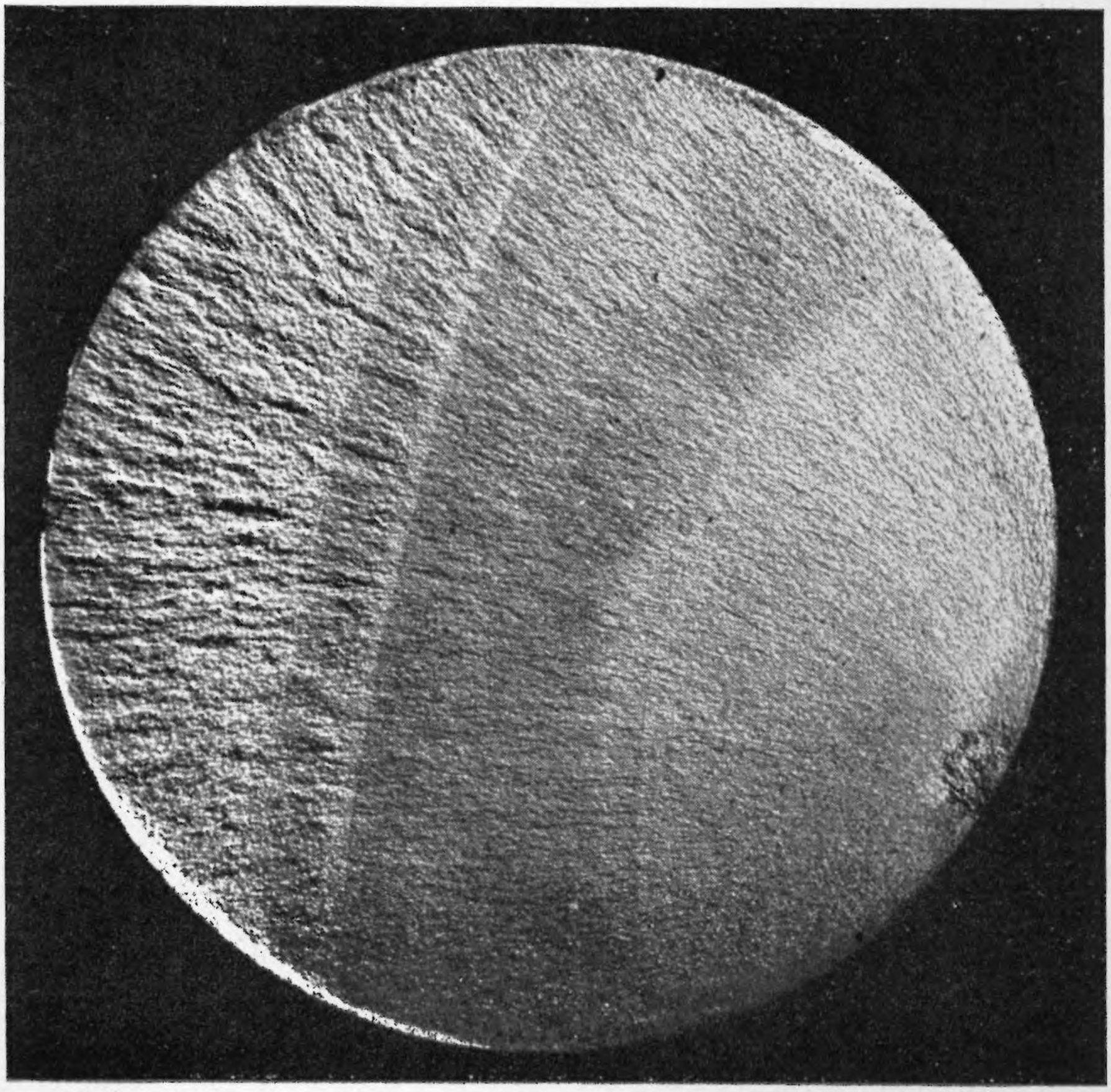

Abb. 6.
Dauerbiegebruch an einem Leichtmetall-Rundstab.

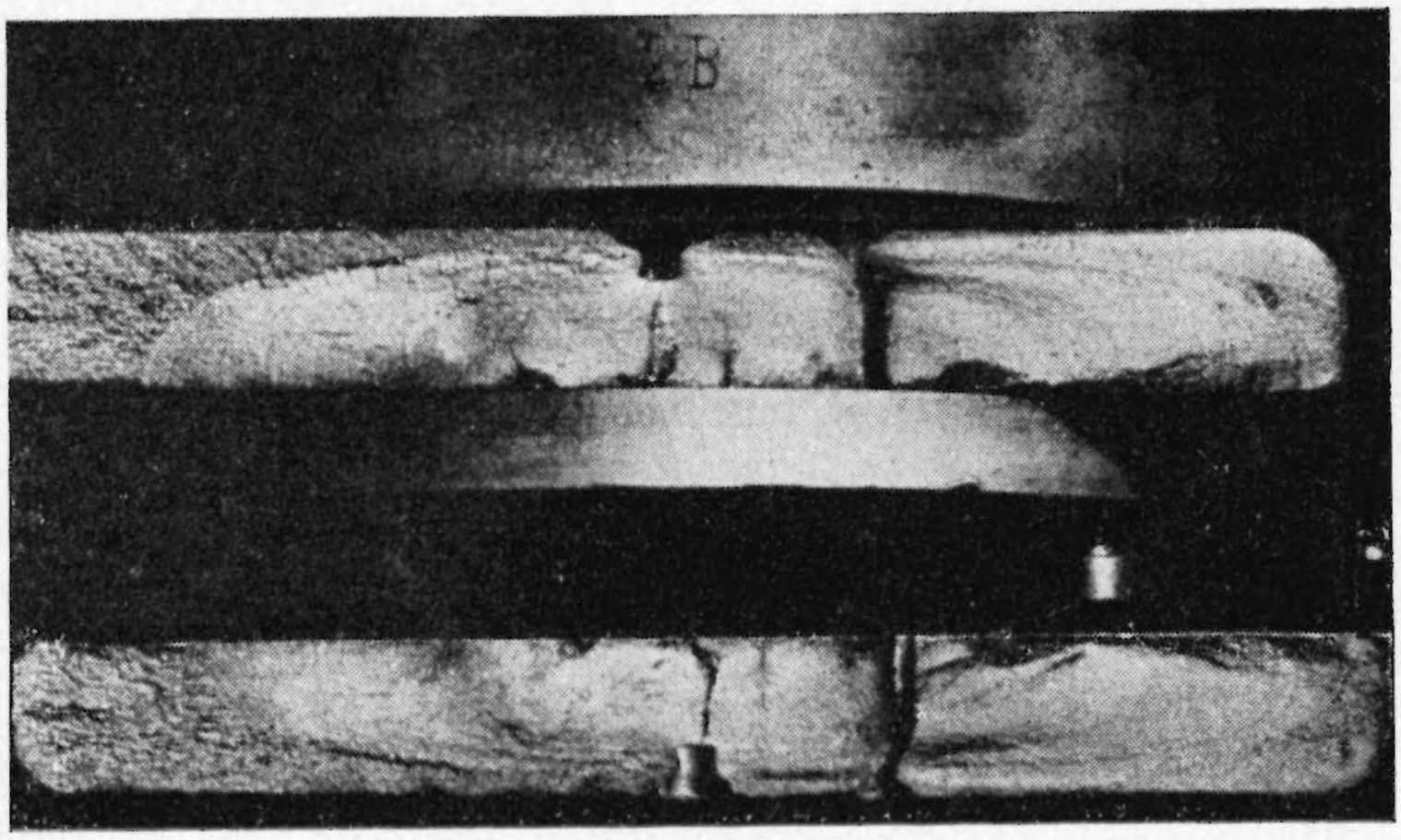

Abb. 7.
Dauerbiegebruch eines Luftschraubenblattes innerhalb der Nabe.

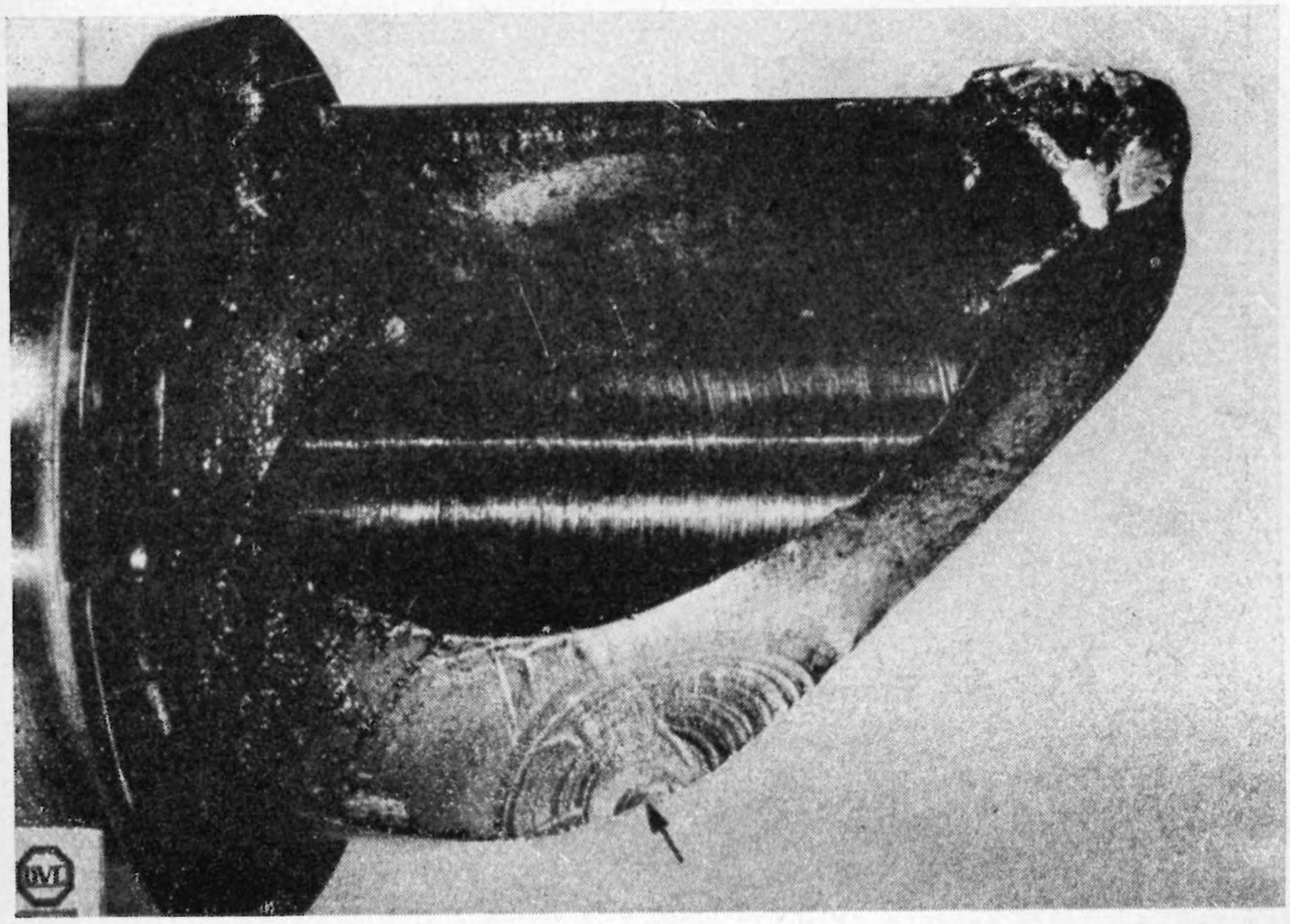

Abb. 8.
Drehschwingungsbruch eines Kurbelwellenzapfens.

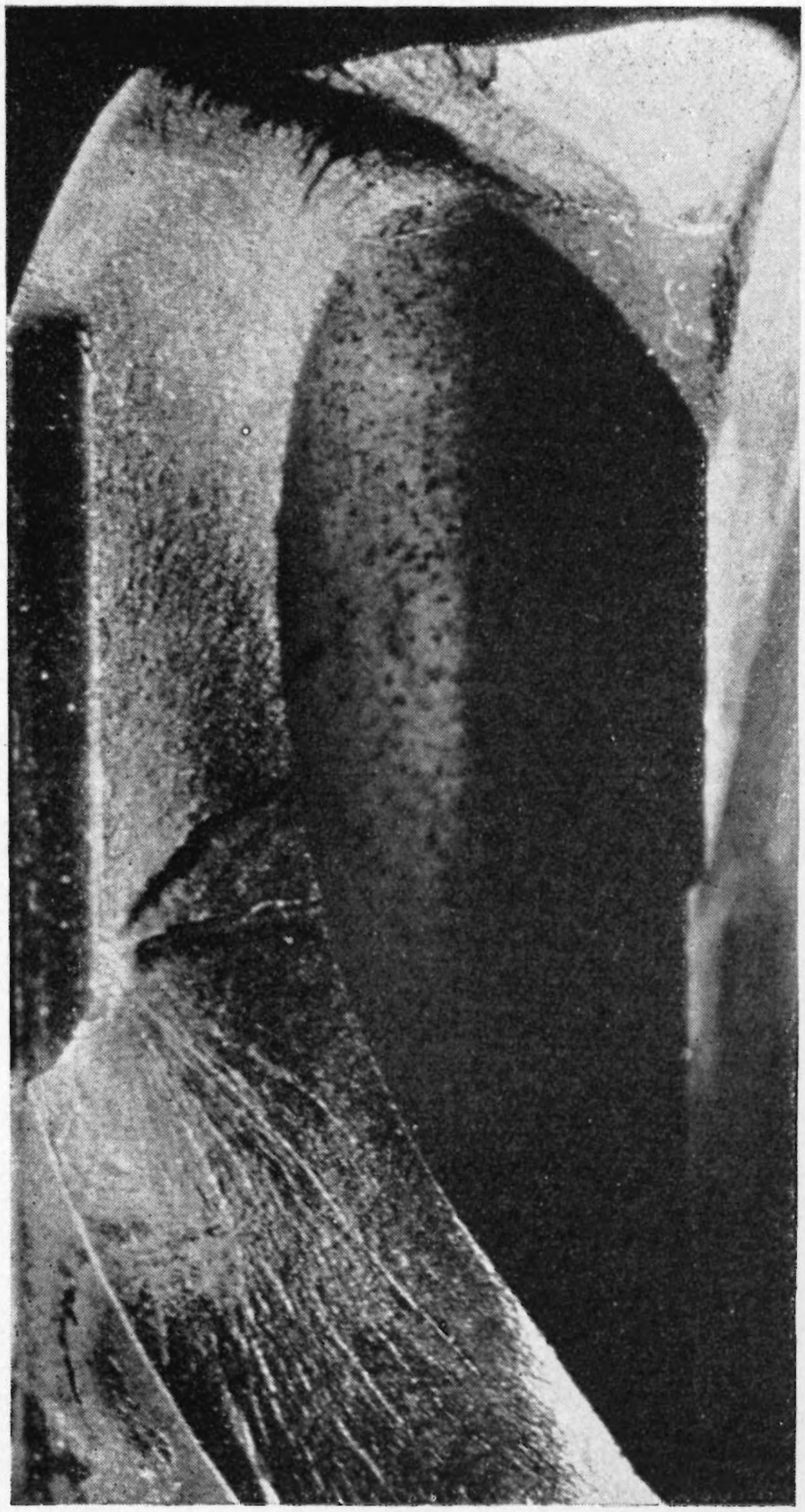

Abb. 9.
Drehschwingungsbruch eines Luftschraubenzapfens.

Durch Flattern der Blätter (Biege-Schwingungen) hervorgerufene Dauerbrüche an einer amerikanischen Leichtmetall-Luftschraube zeigt Abb. 7. Die Anbruchstelle liegt innerhalb der Blatteinspannung und ist durch Freßerscheinungen zwischen Luftschraubenblatt und Nabe (Reiboxydation) begünstigt worden.

Dauerbrüche infolge Normalbeanspruchungen (Zug- oder Biegebeanspruchungen) breiten sich im wesentlichen quer zur Achse des Probestabes bzw. der Beanspruchungsrichtung im Bauteil aus. Bei Verdreh-Dauerbrüchen tritt häufig ein Spiral- oder Schrägbruch auf.

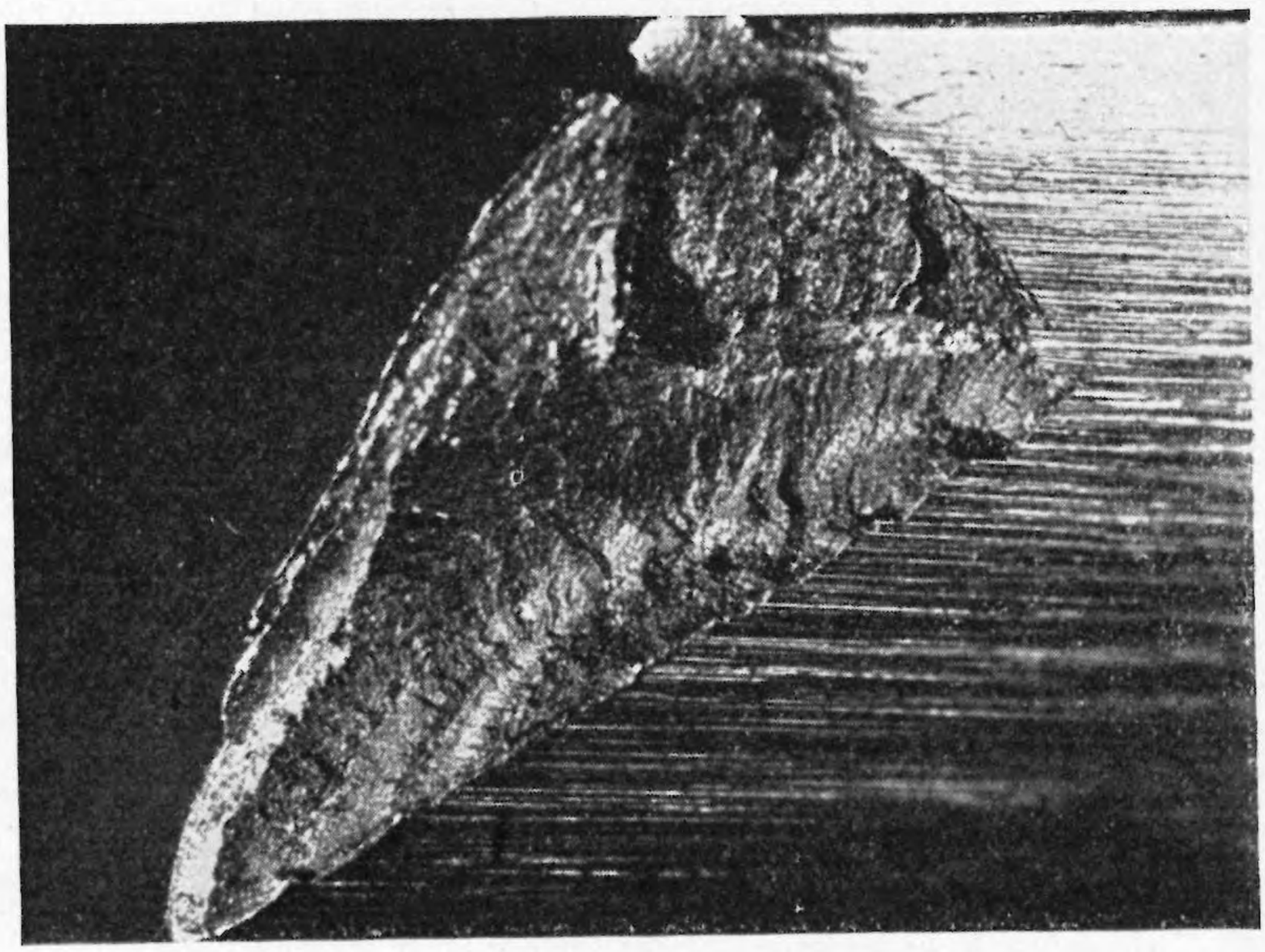

Abb. 10.

Drehschwingungsbruch eines Profildrahtes.

Durch Drehschwingungen im kritischen Drehzahlbereich entstandener Dauerbruch in einem Kurbelwellenzapfen eines Reihenmotors ist in Abb. 8 wiedergegeben. Der Bruch nimmt seinen Ausgang von einem kleinen Schlackeneinschluß an der Oberfläche und setzt sich spiralenförmig über den ganzen Zapfen-Querschnitt fort.

Einen ähnlichen Bruchverlauf weist der konische Luftschraubenzapfen eines Sternmotors auf. Der Bruch geht in diesem Falle von der scharfen Kante einer Keilnut aus. Auch an Profildrähten werden mitunter schräge Dauerbruchansätze beobachtet, aus denen hervorgeht, daß die Bruchursache in Drehschwingungen der Drähte (mit überlagerten Biegeschwingungen zu suchen ist. Diese Beanspruchungen treten bei ungünstigen Anströmwinkeln der Spanndrähte auf.

Kerbschlag=Biege=Prüfung.

1. Die statischen Versuche ermitteln den Widerstand der Werkstoffe gegen gewaltsame Verformung bei langsamer Belastung. Tritt durch Schlag oder Stoß eine höhere Belastungsgeschwindigkeit auf, so ist die Formänderungsfähigkeit wesentlich kleiner als bei langsamer Belastung. Bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten wächst nämlich der Verformungswiderstand, während der Trennungswiderstand annähernd gleich bleibt. Aus diesem Grunde bildet sich dann keine Dehnung und Einschnürung mehr aus, und der Werkstoff bricht als spröder Körper.

2. Die Neigung eines Werkstoffes zum spröden Trennungsbruch wird durch die Kerbschlagbiege=Prüfung festgestellt. Beeinflußt wird die Neigung zum spröden Bruch durch Belastungsgeschwindigkeit, Kerbeinflüsse, Probengröße, Temperatur, Gefügezustand, Wärmebehandlung, Faserrichtung u. a. Um vergleichbare Ergebnisse bei den Versuchen zu erhalten, müssen bestimmte Versuchsbedingungen eingehalten werden.

Abb. 1 zeigt die genormte Stabform nach DIN DVM Vornorm A 115.

Die Proben werden in sogenannten Pendelschlagwerken, an beiden Enden frei aufliegend, durch einen Schlag des Pendel=

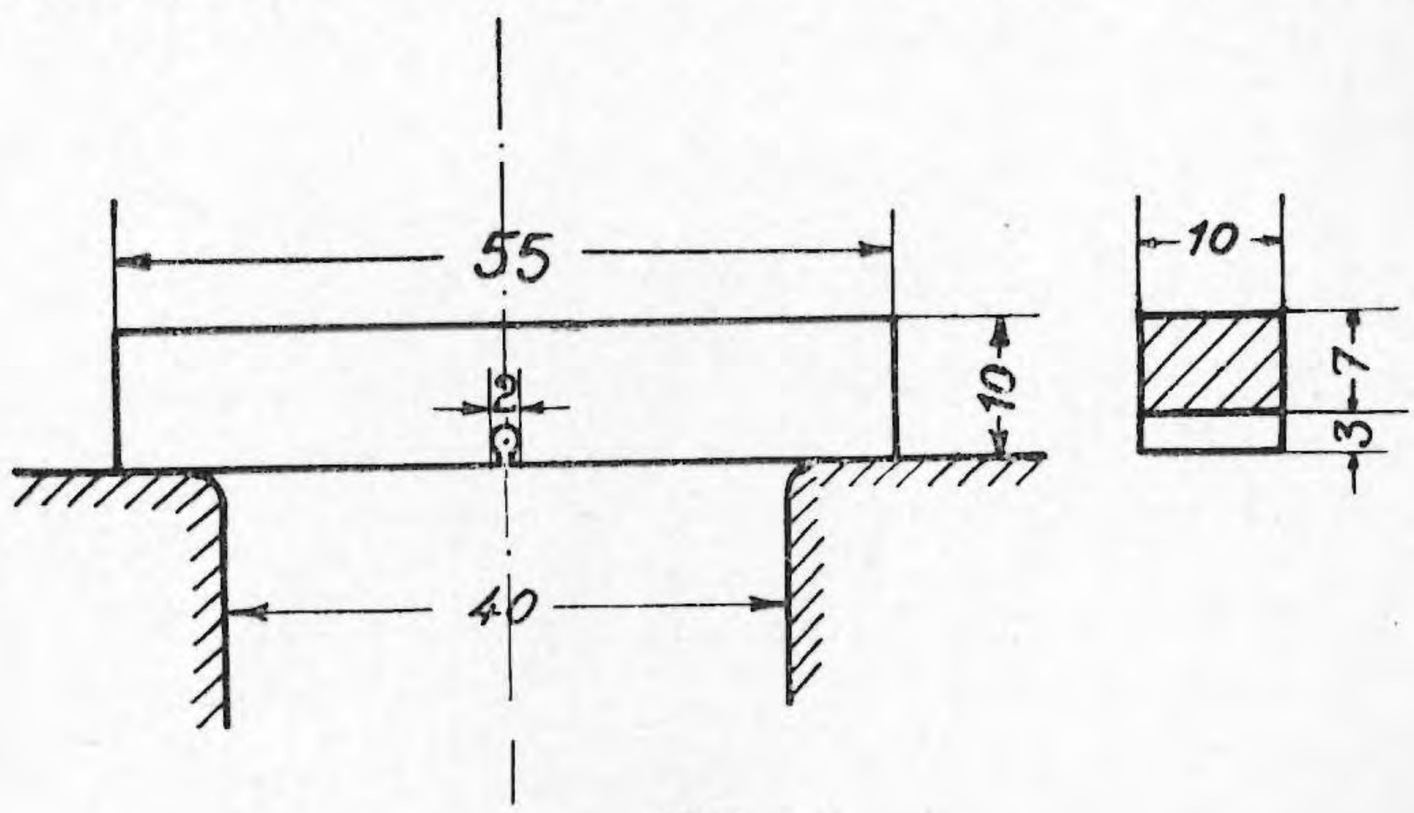

Abb. 1.
Kleine genormte Kerbschlagprobe (Rundkerb).

hammers auf die Mitte des Probenrückens durchgeschlagen. Der Pendelhammer ist um eine horizontale Achse drehbar und wird um einen bestimmten Winkelbetrag aus seiner lotrechten Ruhelage herausgedreht. Nach Auslösen des Hammers pendelt er durch die untere Totlage hindurch und steigt auf der gegenüberliegenden Seite an. Aus der Steighöhe wird sein Arbeitsinhalt berechnet. Der Unterschied der Steighöhen beim Durchschwingen des Hammers ohne Probe und nach Durchschlagen der Probe ergibt den für das Durchschlagen erforderlichen Arbeitsaufwand (mkg). Die verbrauchte Schlagarbeit wird auf den Probenquerschnitt an der Kerbstelle bezogen und als Kerbzähigkeit (mkg/cm²) angegeben.

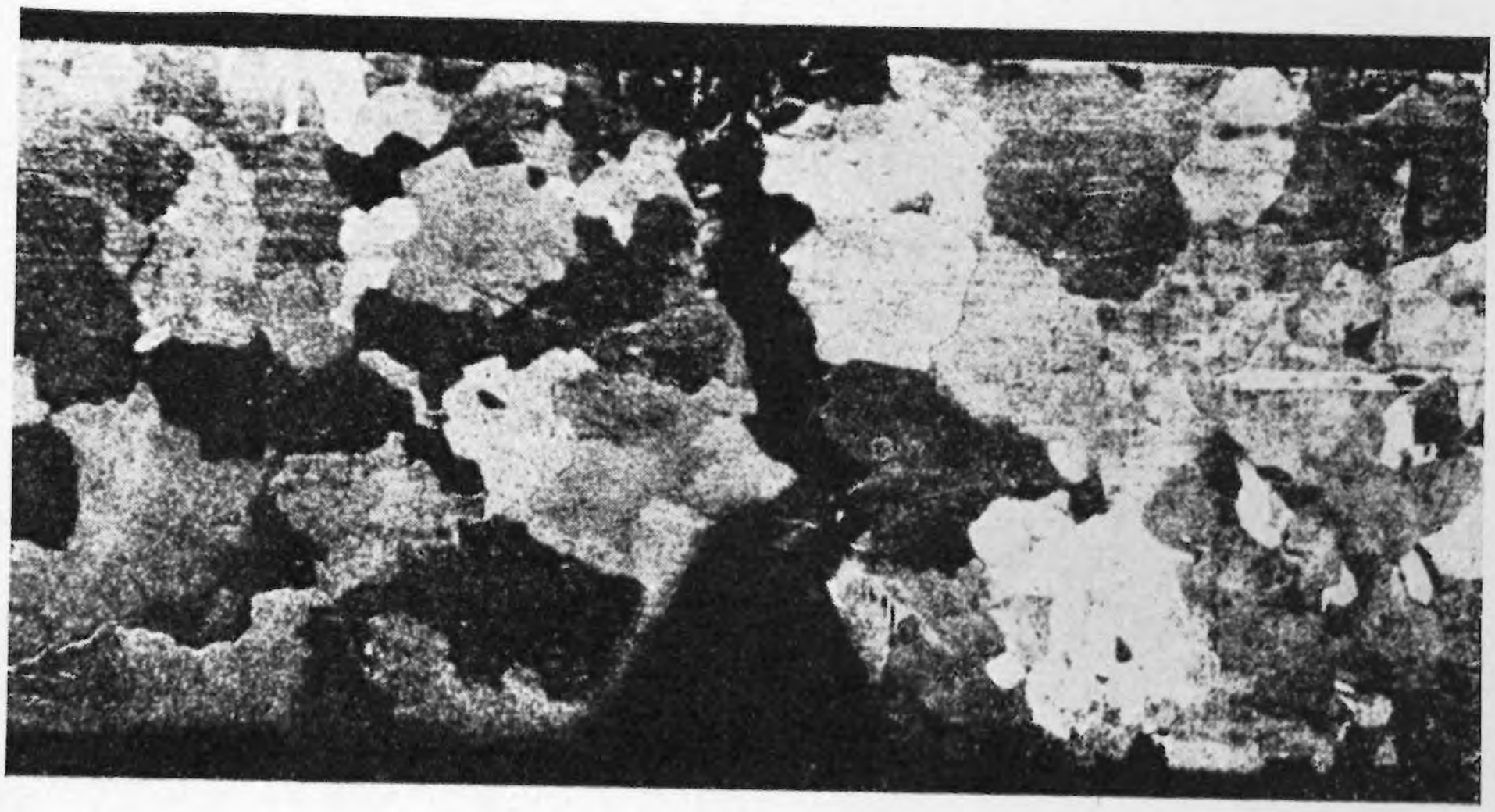

Abb. 2.
Spröder Bruch an einer grobkörnigen Stahlprobe.

3. Die Bedeutung der Kerbschlagbiegeprüfung liegt darin, daß sie in einfacher Weise die Neigung eines Werkstoffes zum spröden Bruch viel deutlicher erkennen läßt als die statischen Prüfverfahren. Sie wird deshalb hauptsächlich bei Stahl zum Nachweis einer sachgemäßen Wärmebehandlung angewendet. Abb. 2 gibt den Bruchverlauf an einer absichtlich grobkörnig und dadurch spröde gemachten Stahlprobe wieder. Der Bruch verläuft entlang den Korngrenzen, in den Körnern selbst sind keinerlei Verformungen zu beobachten.

Technologische Prüfverfahren.

1. Die technologischen Prüfverfahren bezwecken in vereinfachter Weise (werkstattmäßig) die Verarbeitbarkeit bzw. die Eignung des Werkstoffes für bestimmte Zwecke zu prüfen. Von den zahlreichen Verfahren sind die folgenden von größerer Bedeutung.

Faltversuch.

1. Der einfachste und bekannteste Versuch ist der Faltversuch.

Bei Stangenmaterial wird die Probe nach DIN 1605 Bl. 4 um einen Dorn von vorgeschriebenem Durchmesser bis zum Auftreten eines Risses auf der Außenseite gebogen. Der Durchmesser des Dornes richtet sich nach dem Werkstoff und der Probendicke.

Bei weichen Stahlblechen wird verlangt, daß die Schenkel der Biegeprobe sich ohne Anrisse flach zusammendrücken lassen.

Rohre für Leitungszwecke müssen bei der Biegeprobe mit Sand oder Kolophonium gefüllt werden, da sie sonst an der Biegestelle flachgedrückt werden.

2. An Blechen und Bändern aus Leichtmetallen, die zu Profilen verarbeitet werden, wird die Abkantprobe durchgeführt.

Ein Streifen von etwa 40 mm Breite wird um eine Kante gebogen. Die Abrundung der Kante beträgt das 2- bis 3fache der Blechdicke.

3. Sicherungsdrähte (Bindedrähte), Einzeldrähte von Drahtseilen werden nach DIN DVM 1211 durch den Hin- und Herbiegeversuch geprüft. Die Proben werden in einem Schraubstock mit gehärteten Backen eingespannt. Die Biegung erfolgt über zylindrische Rollen von vorgeschriebenem Durchmesser. Die Probe wird aus der gestreckten Ausgangslage abwechselnd nach beiden Seiten um 90° hin- und hergebogen. Als eine Biegung zählt das Umlegen in die Waagerechte und Zurückbiegen in die Senkrechte.

Die Anzahl der Biegungen bis zum Bruch des Drahtes wird als Biegezahl bezeichnet.

Stauchversuch.

1. Der Stauchversuch dient hauptsächlich der Prüfung der Schlagfähigkeit von Nietwerkstoff.

Zylindrische Proben werden in vorgeschriebenem Behandlungszustand in einer Nietkluppe durch Hammerschläge um einen bestimmten Betrag gestaucht. Nach dem Aussehen des entstehenden tonnenförmigen Nietkopfes und der Höhenverminderung wird die Schlagfähigkeit des Werkstoffes beurteilt. Grobkörniger Werkstoff, der im Betriebe zu Verarbeitungsschwierigkeiten führt, ergibt unregelmäßige Kopfformen und neigt zu Schubrissen unter 45° zur Nietachse. Auch Walz- und Ziehfehler der Oberfläche werden bei dieser Prüfung aufgedeckt.

2. Mitunter wird die Stauchprobe auch an geschweißten Stahlrohren vorgenommen, um die Zähigkeit der Schweißstelle zu prüfen.

Tiefungsversuch.

1. Der Tiefungsversuch soll Aufschluß über die Treib- und Tiefziehfähigkeit von dünnen Blechen (bis etwa 2 mm) geben.

Die Prüfung wird meistens auf dem Erichsen-Tiefungsgerät nach DIN DVM 101 durchgeführt. Ein kugeliger Stempel wird in die auf einem Rahmen aufliegende Probe eingedrückt, bis ein durchgehender Riß in der kugeligen Kuppe entsteht. Die bis zum Auftreten des Risses erreichte Tiefung wird in 0,01 mm an der Spindel des Stempels abgelesen und gibt den Maßstab für die Güte des Werkstoffes. Die Tiefung wächst mit zunehmender Blechdicke an.

Auch die Oberflächenbeschaffenheit der Kuppe gibt einen Anhalt über die Tiefungsfähigkeit. Narbige, rauhe Oberfläche rührt von grobem Korn her und ist ein Zeichen für schlechte Verarbeitbarkeit.

Aufweitversuch.

1. Der Aufweitversuch wird bei Leitungsrohren durchgeführt, die an den Verbindungsstellen aufgeweitet werden müssen.

Ein gefetteter, harter, kegeliger Dorn (Steigung 1 : 10) wird in die Probe eingedrückt, bis die vorgeschriebene Durchmessererweiterung erreicht ist. Die Probe darf dabei keine Längsrisse erhalten.

2. Sechskantmuttern werden mitunter auch in dieser Weise auf Sicherheit gegen Aufplatzen geprüft. Werkstoff mit schlechter Querfestigkeit (Seigerungen und Schlackeneinschlüsse) hält eine Vergrößerung des Kerndurchmessers um 10% nicht aus.

3. Bei Rohrnieten wird ein Bördelversuch durchgeführt. Das Probenende wird dabei durch entsprechendes Werkzeug umgebördelt. Hierbei dürfen keine Anrisse am Bördelrand auftreten.

Prüfung der Schweißbarkeit.

1. Die Schweißbarkeit wird an Blech- und Rohrabschnitten geprüft, indem die Probenhälften durch eine stumpfe Quernaht miteinander verschweißt werden. Durch Zugversuche kann die in der geschweißten Probe vorhandene Festigkeit ermittelt werden. Der Bruch darf nicht innerhalb oder

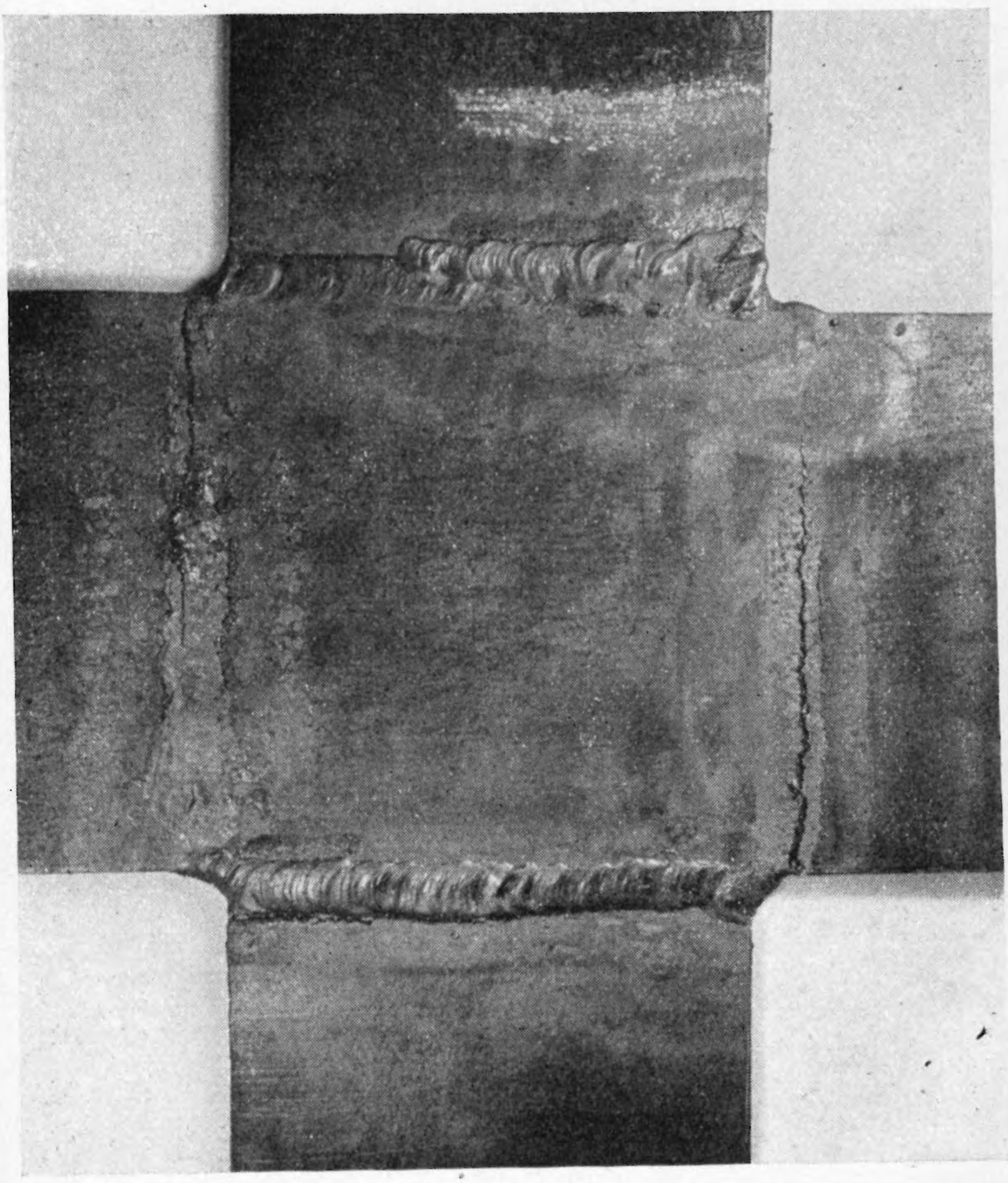

Abb. 1.
Kreuz-Schweißprobe an einem schweißrissigen Cr-Mo-Stahl.

dicht neben der Schweißnaht auftreten. Die erreichte Bruchspannung muß mindestens gleich der Zugfestigkeit des Werkstoffes in geglühtem Zustand sein.

2. Stähle mit über 0,25% Kohlenstoffgehalt neigen bei Vorhandensein von Verunreinigungen (Phosphor und Schwefel) zur Schweißrissigkeit. Die Empfindlichkeit des Werkstoffes äußert sich in einer verringerten Festigkeit in rotwarmem Zustand.

Durch die Einspann-Schweißprobe bzw. die Kreuz-Schweißprobe wird die Schweißrissigkeit nachgewiesen. Bei der Einspann-Schweißprobe werden Streifen in einem starren Rahmen an den Enden festgeklemmt und in der Mitte zusammengeschweißt. Nach dem Erkalten wird die Probe aus dem Rahmen herausgenommen und an der Schweißnaht scharfkantig umgebogen. Zahl und Ausdehnung der dunkel oxydierten (blau angelaufenen) Stellen in der Schweißnaht sind ein Maß für den Grad der Schweißrissigkeit.

Bei der Kreuz-Schweißprobe werden zwei etwa 50 mm breite Streifen kreuzweise miteinander verschweißt. Abb. 1 zeigt eine stark schweißrissige Probe. Die Risse sind auf der Rückseite der Schweißnaht besonders stark aufgetreten.

Prüfungen zum Nachweis der Zusammensetzung.

1. Trotz aller Vorsichtsmaßnahmen während der Herstellung und Verarbeitung der Werkstoffe sind Verwechselungen oder falsche Bezeichnungen nicht mit absoluter Sicherheit auszuschließen. Es sind deshalb Prüfverfahren geschaffen worden, um die Zusammensetzung der Werkstoffe zu bestimmen.

2. Die genaue Zusammensetzung eines Stoffes wird durch die chemische Analyse ermittelt. Man kennt eine Reihe von Verfahren, nach denen die Bestandteile auf chemischem oder elektrolytischem Wege voneinander getrennt werden. Durch Wägung der Bestandteile oder Bestimmung des Farbtones von Lösungen kann die Zusammensetzung zahlenmäßig angegeben werden.

Vielfach ist es jedoch gar nicht erforderlich, den Gehalt zahlenmäßig (quantitativ) zu erfassen, es genügt unter Umständen schon der (qualitative) Nachweis, ob ein bestimmter Legierungsbestandteil vorhanden ist.

3. Zu dieser Art von Prüfungen gehört u. a. die **Tüpfelprobe.** Es läßt sich z. B. in einfacher Weise bestimmen, ob in einem Stahl Nickel enthalten ist.

Man bringt auf der Oberfläche des Stückes mit einem Tropfen verdünnter Salpetersäure etwas Stahl zur Auflösung. Mit einem Stückchen Filtrierpapier, das vorher in ein Nickelreagenz (1 g Dimethylglyoxim auf 100 cm^3 Wasser) getaucht und wieder getrocknet wurde, saugt man den Tropfen nach einigen Minuten ab. Aus der schwächeren oder stärkeren karminroten Färbung kann man die Höhe des Nickelgehaltes abschätzen.

Ob ein Stahl Chrom enthält, kann man durch Auflösung in Salzsäure erkennen. Höhere Cr-Gehalte ergeben eine smaragdgrüne Färbung der Lösung.

Einfach ist auch die Unterscheidung kupferhaltiger Aluminiumlegierungen von kupferfreien.

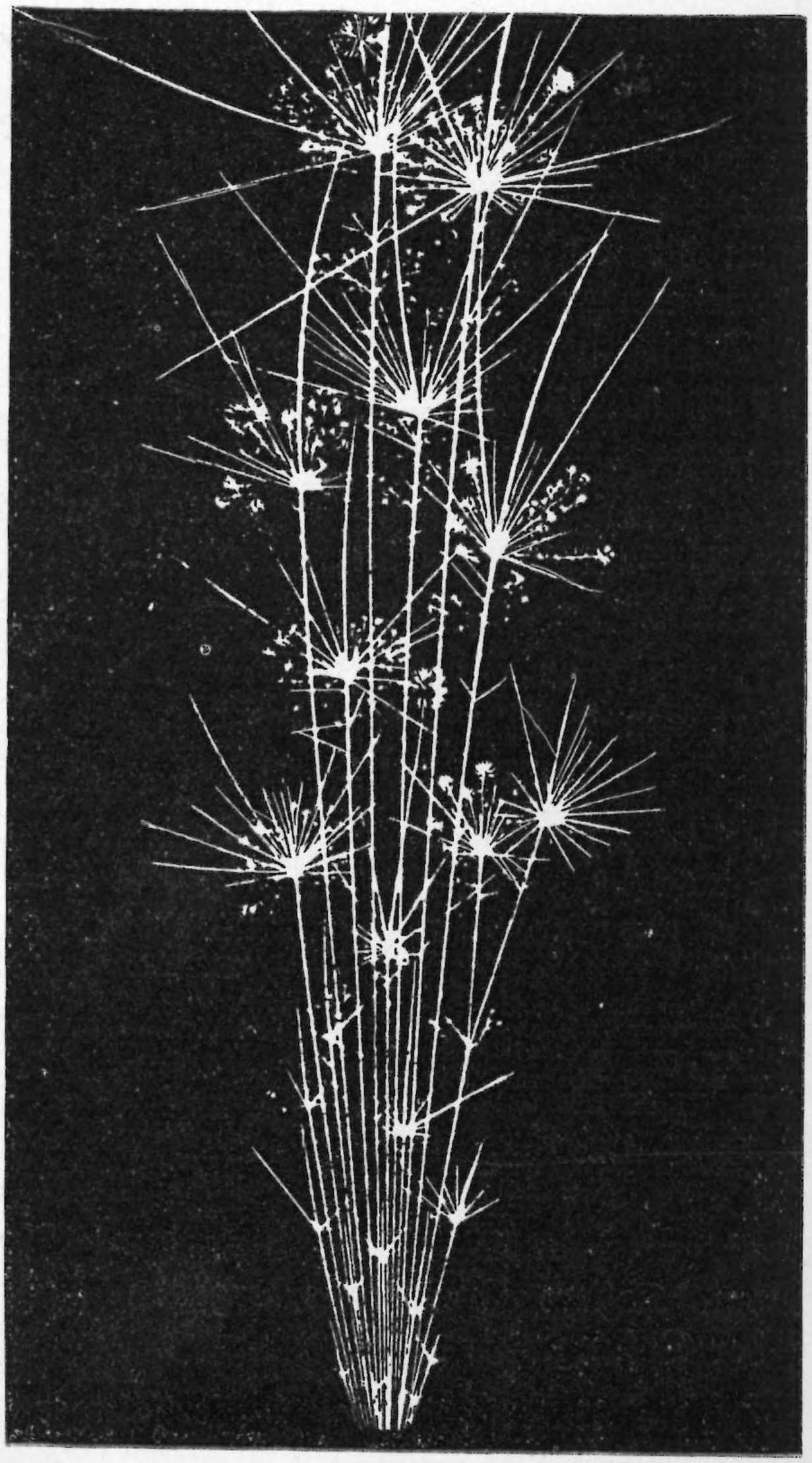

Abb. 1.
Funkenbild eines unlegierten Vergütungsstahles.

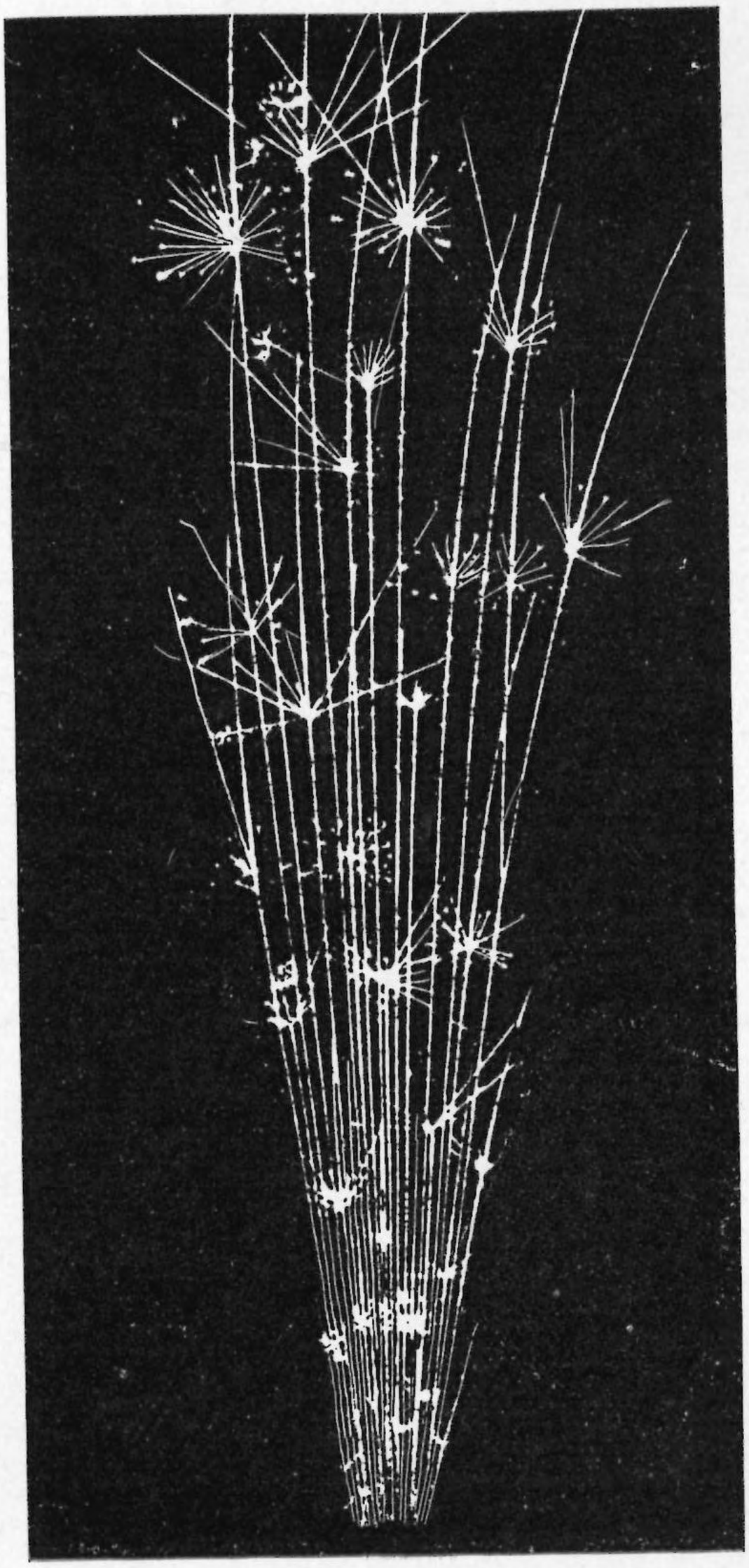

Abb. 2.
Funkenbild eines Cr-Mo-Vergütungsstahles.

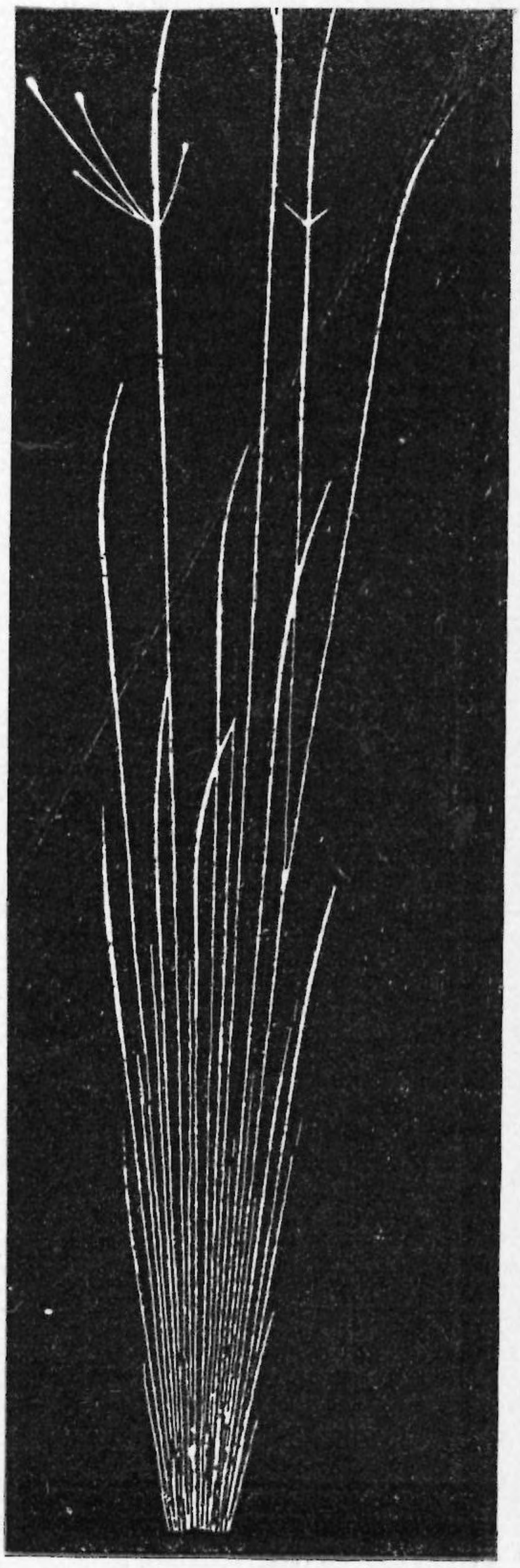

Abb. 3.
Funkenbild eines wolframhaltigen Schnellbrehstahles.

Man bringt auf die gesäuberte Oberfläche einige Tropfen Natronlauge (20 g Ätznatron in 100 cm^3 Wasser gelöst), läßt sie etwa 10 Minuten einwirken und spült mit Wasser ab. Kupfer-, Zink- oder nickelhaltige Legierungen zeigen an der Ätzstelle deutliche Schwärzung. Siliziumhaltige Legierungen (Silumin) werden graubraun gefärbt. Reinaluminium und Aluminium-Magnesium-Legierungen werden blank gebeizt. Bei zinkhaltigen Legierungen verschwindet die Schwärzung durch Betupfen mit fünfprozentiger Salzsäure (1 cm^3 konzentrierte Salzsäure auf 7 cm^3 Wasser). Bei kupfer- und nickelhaltigen Legierungen ist dafür eine 30prozentige Salpetersäure (1 cm^3 konzentrierte Salpetersäure auf 1 cm^3 Wasser) notwendig. Hochsiliziumhaltige Legierungen verändern weder durch die Salzsäure- noch durch die Salpetersäure-Betupfung ihre braune Färbung.

4. Bei Stählen ist die **Funken-Probe** ein einfaches und zuverlässiges Hilfsmittel der Werkstoffüberwachung.

Bei gedämpfter Beleuchtung werden die Prüfstücke an einer mittelharten, trockenen Schleifscheibe angeschliffen und das entstehende Funkenbild beobachtet. Das Funkenbild wird verglichen mit Proben, deren Zusammensetzung man genau kennt. Die Legierungsbestandteile des Stahles ergeben kennzeichnende Funkenbilder. Abb. 1 ist das Funkenbild eines unlegierten Vergütungsstahles (Fliegwerkstoff 1120), Abb. 2 das eines Cr-Mo-Vergütungsstahles (Fliegwerkstoff 1455), Abb. 3 das eines wolframlegierten Schnelldrehstahles. Bei der Beobachtung des Funkenbildes ist das Augenmerk hauptsächlich auf die Form und den Zerfall der Funkenstrahlen zu richten. Nach einiger Übung kann man die Stähle in eindeutiger Weise voneinander unterscheiden.

Prüfung der Gefügebeschaffenheit.

1. Außer von der chemischen Zusammensetzung sind die Eigenschaften der Werkstoffe in wesentlichem Maße von Form und Anordnung der Gefügebestandteile abhängig. Auskunft darüber gibt die makroskopische oder mikroskopische Gefügeprüfung.

2. Einen guten Anhalt über die Werkstoffgüte ergibt bereits die Bruchprobe. Man schneidet Stücke des zu prüfenden Teiles auf einer Seite ein und bringt sie durch Hammerschläge zum Bruch. Die Ausbildung der Bruchfläche läßt auf die Gefügebeschaffenheit schließen. Grobkörnige, spröde Werkstoffe ergeben kristallinisch glänzende Bruchflächen, zähe Werkstoffe dagegen einen samtartigen Bruch. Bei Gußlegierungen sind Poren, Lunker, Brandstellen u. dgl. leicht zu erkennen. Auch der Durchhärtungsgrad von gehärteten Stählen macht sich in der Bruchausbildung bemerkbar. Auch die Faserrichtung in Schmiedestücken und Gesenk-Preßteilen

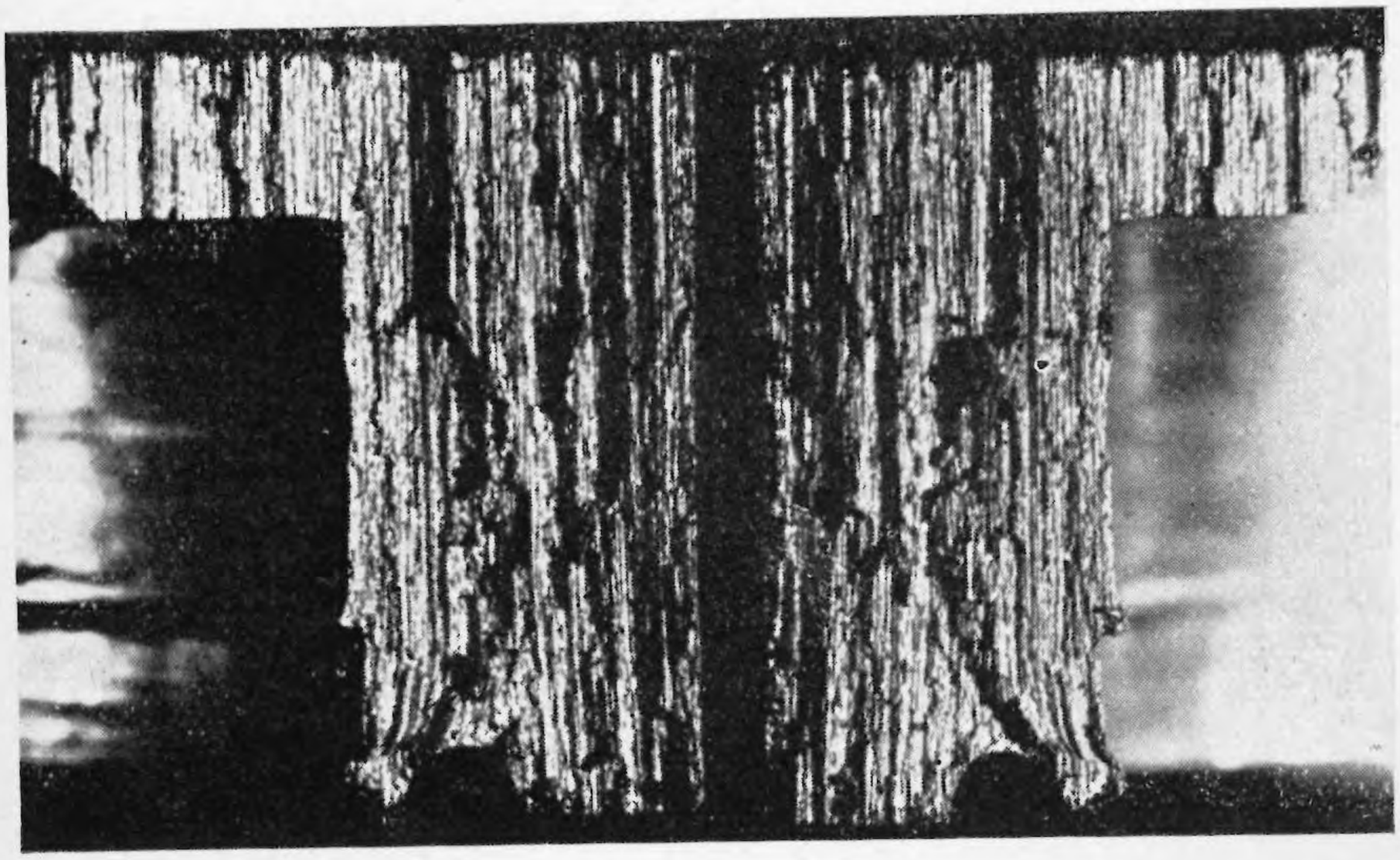

Abb. 1.
Holzfaserbruch in einem Leichtmetallteil.

läßt sich durch die Bruchprobe bestimmen. Abb. 1 zeigt die Bruchflächen eines Leichtmetallteiles, das aus einer Preßstange hergestellt wurde. Die Körner sind in der Preßrichtung stark gestreckt. Durch Verunreinigungen und Einschlüsse ist die Festigkeit in Querrichtung sehr herabgesetzt. Eine derartige Bruchausbildung bezeichnet man als „Holzfaserbruch". Ein Werkstoff mit dieser Gefügeausbildung ist unbrauchbar.

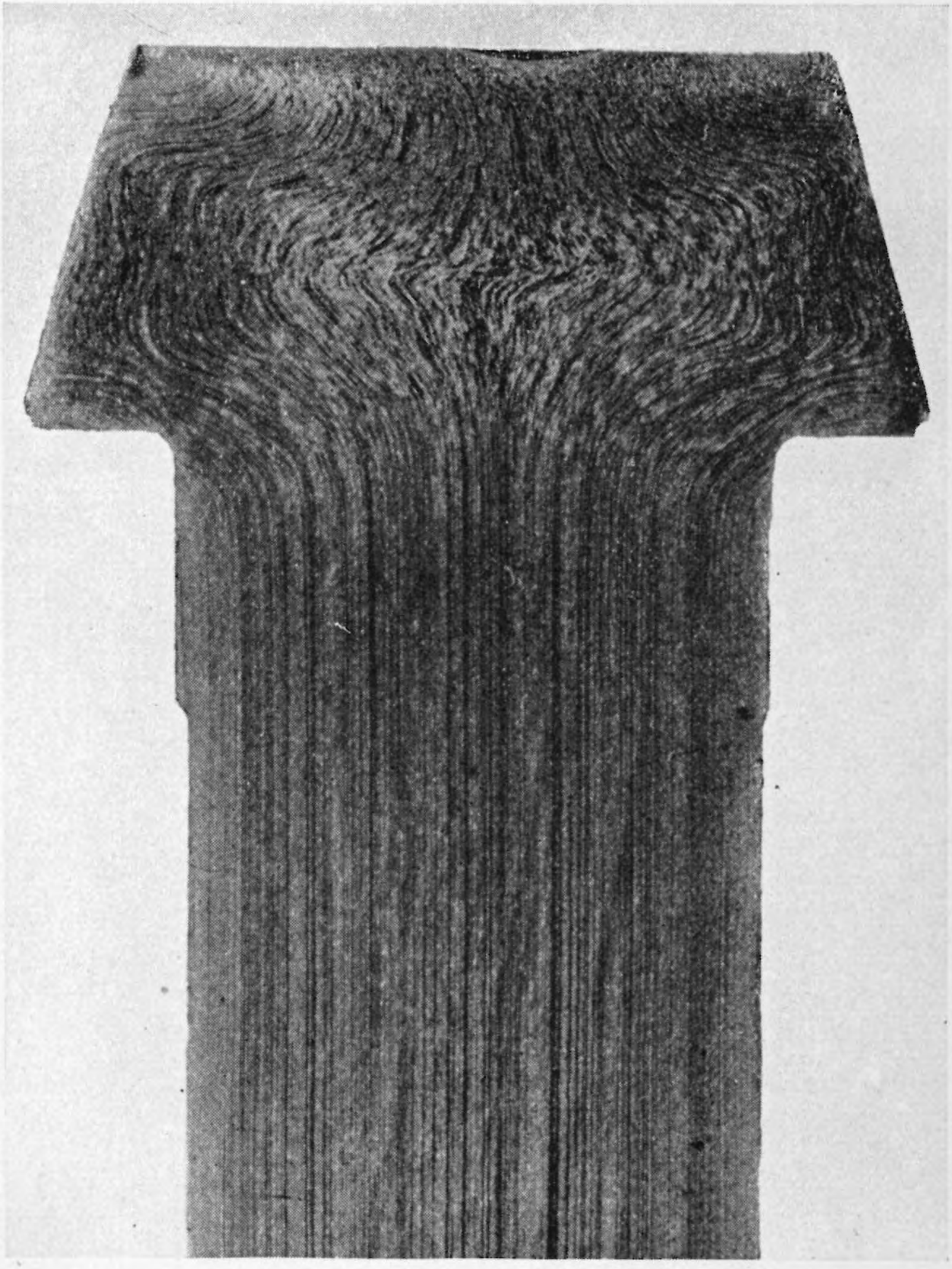

Abb. 2.
Faserverlauf-Ätzung an einem Stahlpreßteil.

3. Durch Anätzen der Oberfläche mit Natronlauge oder Säuren kann die Korngröße an geschmiedeten oder gepreßten Leichtmetallteilen sichtbar gemacht werden. Die Korngröße kennzeichnet sich als Fläche einheitlicher Tönung.

4. Um die Korngröße bzw. den Faserverlauf im Innern nachzuprüfen, schneidet man die Stücke in den gewünschten Richtungen auseinander und ätzt die vorher glattgeschliffenen Schnittflächen mit bestimmten Ätzlösungen. Abb. 2 zeigt den Faserverlauf eines Stahlpreßteiles, an dem ein Kopf angestaucht wurde.

Die Verteilung der Schwefeleinschlüsse in Stählen ist im sogenannten Baumann-Abdruck zu erkennen.

Auf die geschliffene Querschnittfläche wird ein Stück Bromsilberpapier, das in 5prozentige Schwefelsäure getaucht wurde, 1 Minute lang satt aufgedrückt. Schwefelreiche Stellen färben

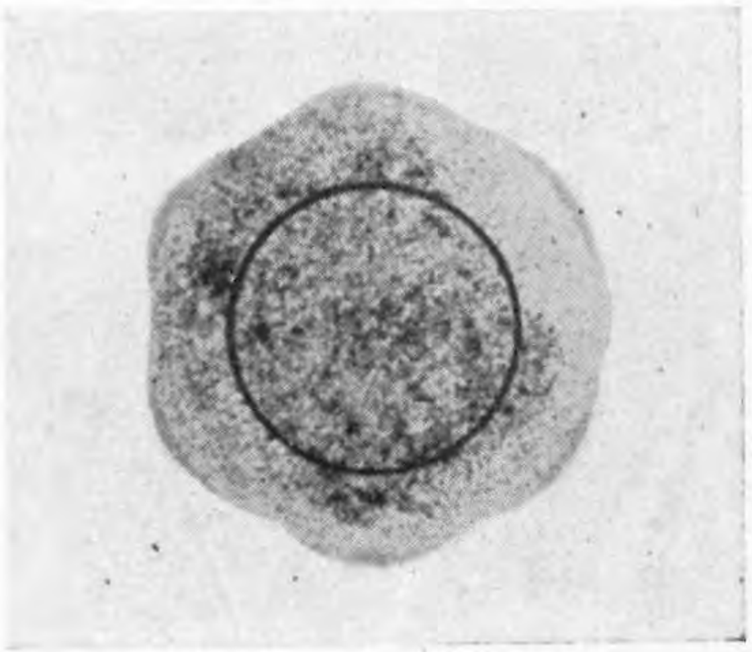

Abb. 3.
Schwefelabdruck nach Baumann an einer Sechskantschraube.

sich dabei auf dem Abdruck dunkelbraun. Abb. 3 läßt an der Stirnfläche einer Sechskantschraube den schwefelreicheren Kern erkennen. Ungünstig ist in diesem Fall, daß die Seigerzone über den ganzen (durch Kreis angedeuteten) Schaftquerschnitt der Schraube sich erstreckt.

5. Genaueren Einblick in den Aufbau der Werkstoffe erhält man durch die mikroskopischen Prüfverfahren (Metallographie).

Man benutzt dafür kleine, aus den Stücken herausgeschnittene Proben, sogenannte Schliffe, die eben geschliffen und hochglanzpoliert werden. In diesem Zustand sind bereits die im Werkstoff vorhandenen, nichtmetallischen Fremdeinschlüsse (Schlacken, Verunreinigungen usw.) sowie Gefügeveränderungen (Rißbildungen, Oxydation) bei der mikroskopischen Betrachtung erkennbar. Die Gestalt der Körner wird durch Eintauchen in sogenannte Ätzlösungen (meistens Säuren oder Laugen) sichtbar gemacht. Je nachdem, ob das Ätzmittel mehr auf die Kristallgrenzen oder auf die Kristallflächen wirkt, spricht man von Korngrenzen- bzw. Kornflächenätzung. Die in den folgenden Abschnitten gezeigten Gefügebilder sind in dieser Weise hergestellt und photographisch festgehalten worden.

Bei allen Metallen erfolgt die mikroskopische Betrachtung im auffallenden Licht. Organische Stoffe, wie Holz und Faserstoffe, die das Licht nicht reflektieren, werden im durchfallenden Licht untersucht. Man schneidet bei Holz z. B. dünne Scheiben ab, die zur besseren Sichtbarmachung der Einzelheiten mit Farblösungen angefärbt werden.

Prüfung auf Riß- und Fehlerfreiheit.

1. Die im folgenden beschriebenen Prüfverfahren dienen zur Prüfung fertiger Teile hinsichtlich einwandfreier Beschaffenheit. Sie sind ohne Zerstörung oder Beeinträchtigung der Verwendbarkeit der Teile durchzuführen.

2. Eine gute Kontrolle auf äußerlich erkennbare Fehler ist bereits das Absuchen der Oberfläche mit schwach vergrößernden Lupen (2fach bis 8fach) oder mit Stereo-Lupen, die ein räumliches Bild der Oberfläche ergeben.

3. An durchsichtigen oder halbdurchsichtigen Stoffen, wie Gläser, Webwaren und Sperrholz, vermag die Betrachtung im durchfallenden Licht die Fehler besser erkennbar zu machen. Abb. 1 zeigt einen Webefehler in einem leichten Bespannstoff. Dickenunterschiede in den Einzelgarnen treten dabei auch deutlicher hervor. Zur Durchleuchtung von Sperrholzplatten (bis etwa 1,5 mm Dicke) ist eine lichtstarke Glühlampe erforderlich. Abb. 2 zeigt den fehlerhaften Aufbau der Innenlage einer dreifachen Sperrholzplatte. Die dunklen Stellen sind Äste und Verwachsungen.

4. Zum Durchstrahlen von optisch undurchsichtigen Stoffen wird die Röntgen-Durchleuchtung angewendet. Das Verfahren dient hauptsächlich zur Nachprüfung von Formgußstücken aus Stahl und Leichtmetall sowie zur Prüfung von Schweißnähten.

Die Durchlässigkeit eines Stoffes für Röntgenstrahlen hängt von seinem Atomgewicht und der Wanddicke ab. Die aus den Röntgenröhren austretenden Strahlen werden durch das zu prüfende Stück hindurchgeschickt und auf der Rückseite mittels fluoreszierenden Leuchtschirms oder photographischen Films sichtbar gemacht. Hohlräume, Einschlüsse, Steigerungen oder Risse haben eine andere Durchlässigkeit für die Strahlen und zeichnen sich dadurch ab.

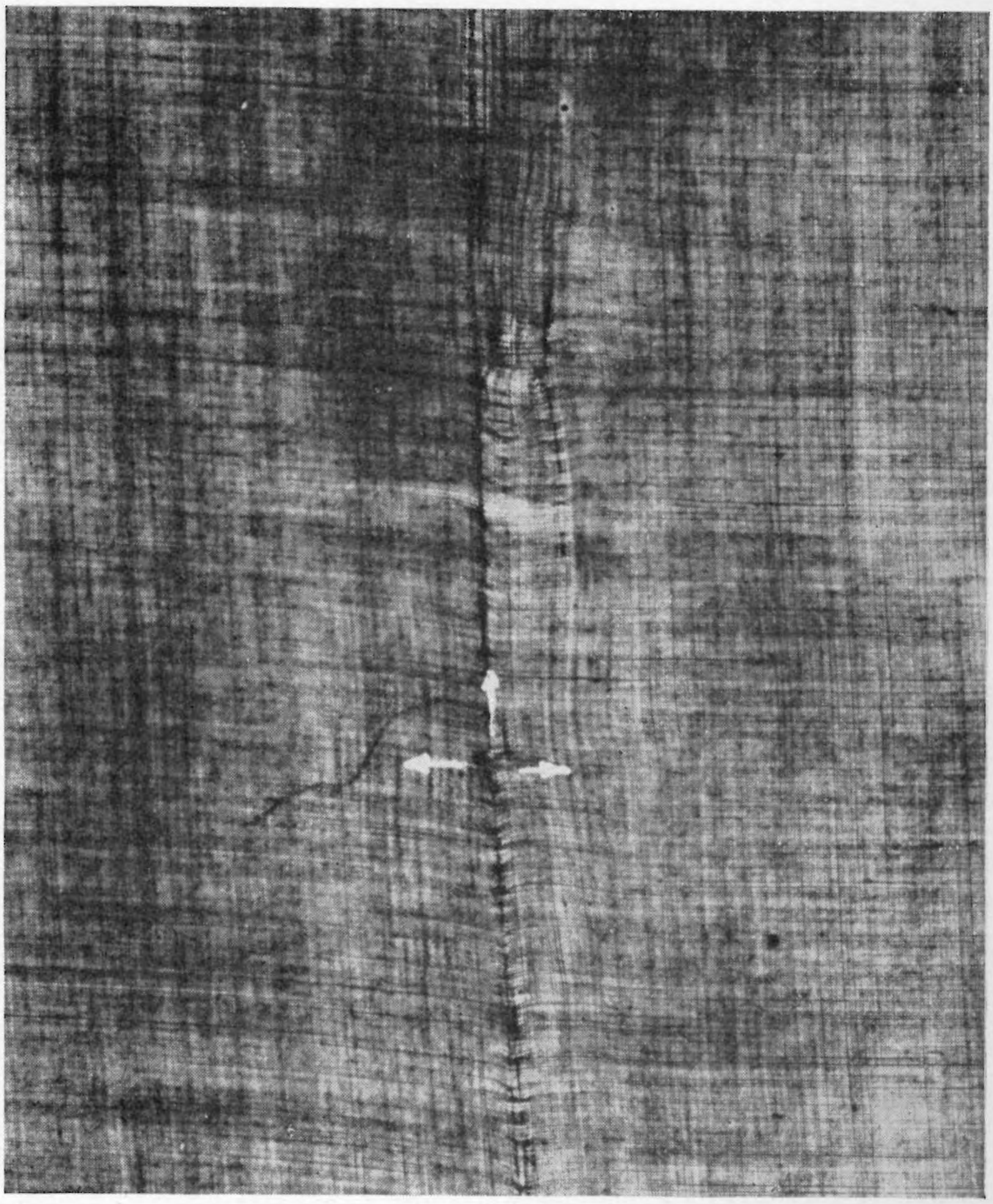

Abb. 1.
Webefehler in einem Bespanntſtoff.

Für Massenprüfungen von Leichtmetall-Gußstücken genügt meistens die Leuchtschirmbetrachtung, während bei dickwandigeren Stahlstücken die Filmaufnahme erforderlich ist. In Abb. 3 sind die dunkleren Stahlanker und die helleren Gasblasen im Inneren eines Leichtmetall-Gußstückes deutlich erkennbar. Die geraden Linien sind Kernversetzungen, d. h. Dickenunterschiede in der Wandung.

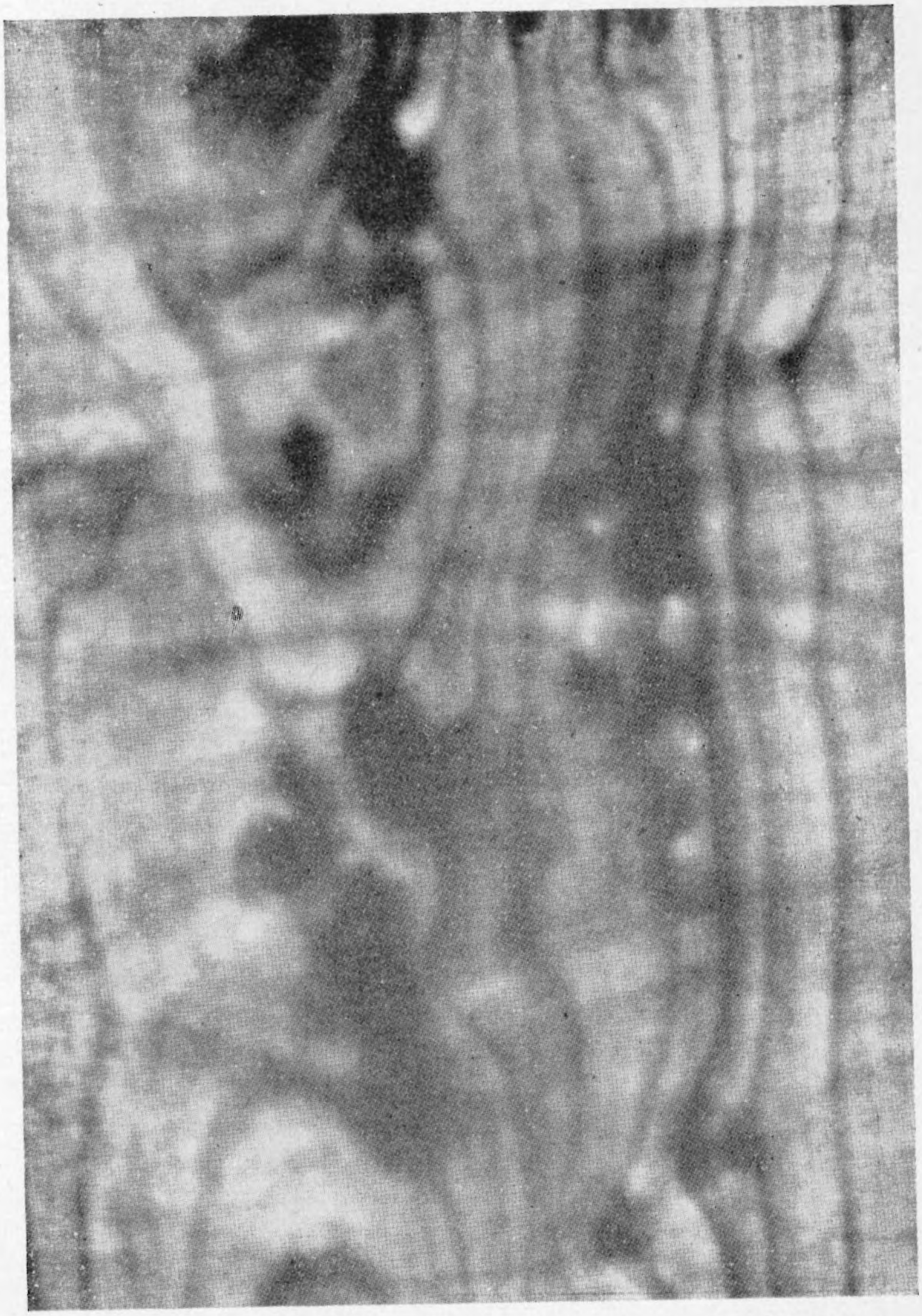

Abb. 2.

Durchleuchtungsbild eines fehlerhaften Sperrholzes.

Das Röntgen=Verfahren eignet sich besonders zum Nachweis flächenartiger Fehlstellen. Feine Risse sind dagegen schlecht erkennbar, sofern sie nicht in einer Ebene parallel zur Strahlungsrichtung verlaufen.

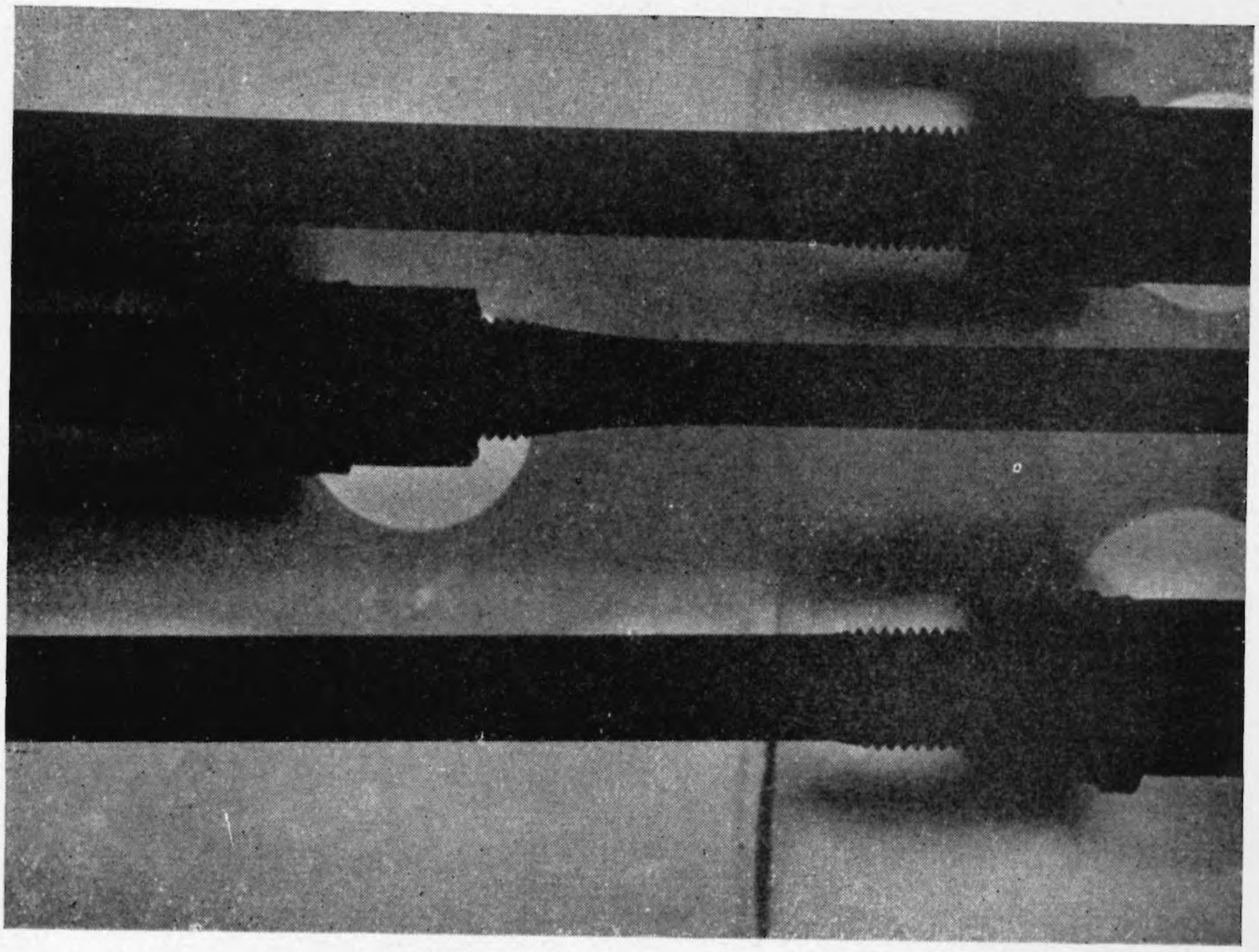

Abb. 3.

Röntgenbild eines fehlerhaften Gußstückes.

5. An magnetischen Werkstoffen, wie den normalen Baustählen, wird zum Nachweis feiner Risse und Fehler an oder dicht unter der Oberfläche das magnetische Prüfverfahren verwendet. Man unterscheidet die Magnet=Durchflutung und die Strom=Durchflutung.

Beim Magnet=Verfahren wird das Prüfstück mit den Polen eines starken Elektromagneten in Berührung gebracht und ein starker Magnetfluß durch das Stück geschickt. Alle Fehlstellen quer zur Flußrichtung drängen die magnetischen Kraftlinien mehr oder weniger ab, so daß sie aus der Oberfläche des Stückes

austreten. Streut man nun feine Eisenfeilspäne auf das Stück oder bespült es mit einer Lösung, die feinen Eisenstaub enthält, so setzten sich an den Stellen, wo Kraftlinien aus der Oberfläche austreten, Eisenteilchen an und zeigen dadurch Lage und Größe der Fehlstelle an. Abb. 4 gibt die Ecke eines Stahlgußteiles wieder, bei der Schwindrisse entstanden waren.

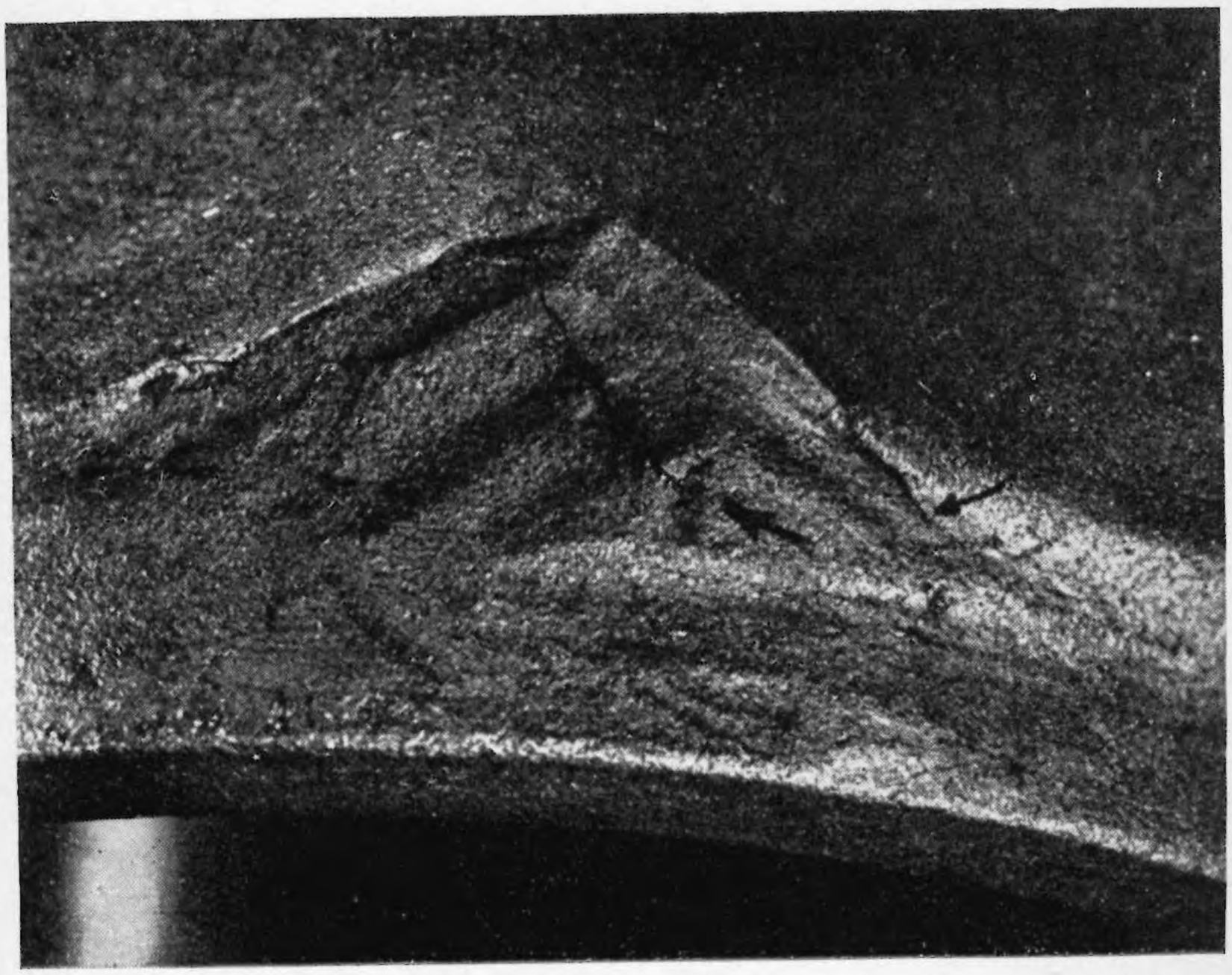

Abb. 4.
Magnet-Prüfung eines Stahlguß-Teiles mit Schwindrissen.

Das Strom-Durchflutungsverfahren arbeitet mit niedrig gespanntem Gleich- oder Wechselstrom hoher Stromstärke. Es eignet sich besonders zum Nachweis von Fehlern in Längsrichtung der Teile (Abb. 5). Durch den hohen Stromfluß wird ein Magnetfeld senkrecht zur Stromrichtung (Ringfeld) erzeugt. Die längsgerichteten Fehlstellen drängen die Kraftlinien dieses Ringfeldes nach außen ab und zeigen dadurch die Störung des Magnetfeldes an. Der Nachweis der Fehler erfolgt wie bei dem Magnet-Verfahren durch feine Eisenteilchen.

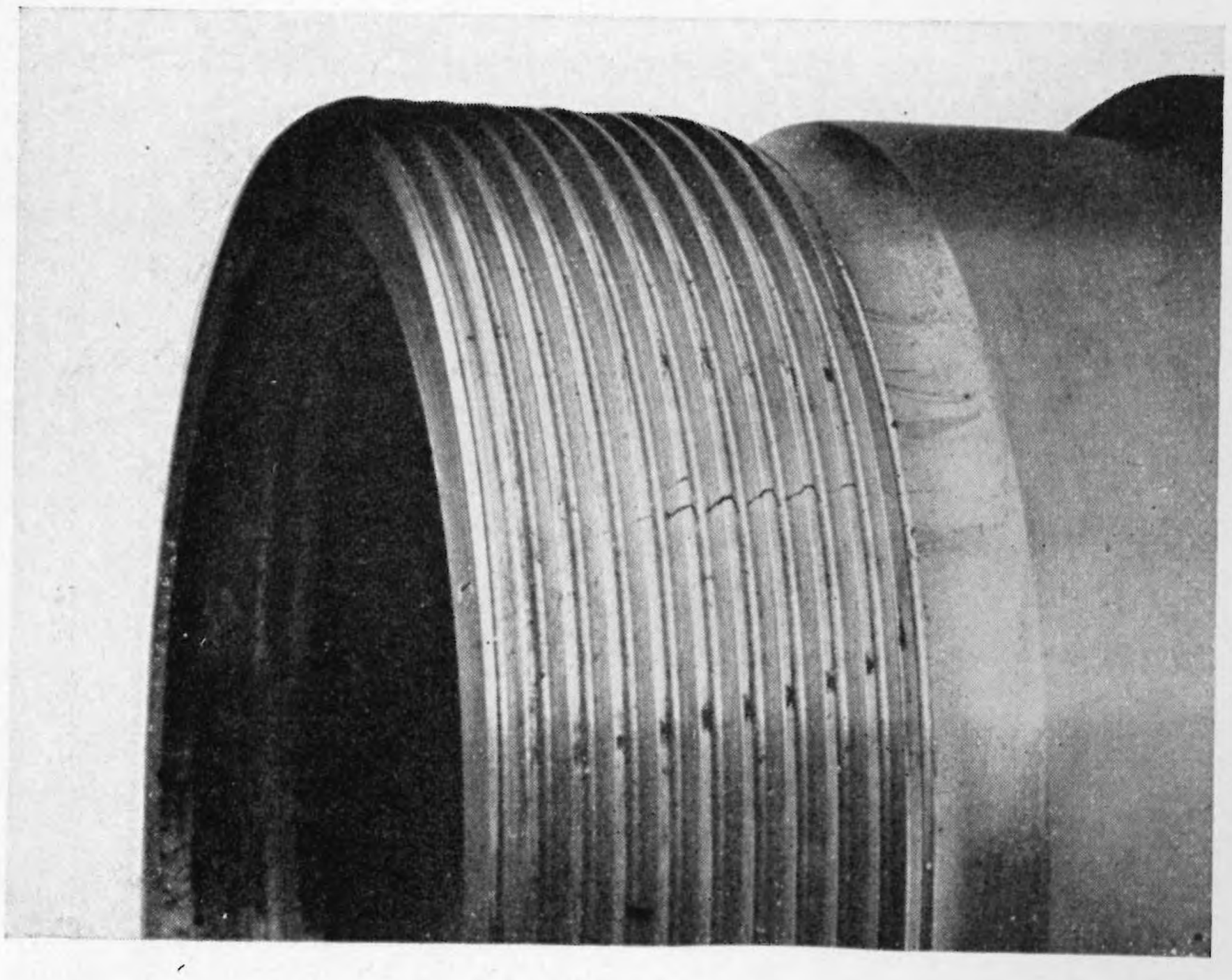

Abb. 5.
Längsriß in einer Gewindehülse.

Beide Verfahren können gleichzeitig oder nacheinander durchgeführt werden und ergänzen sich. Die Handhabung der Geräte ist einfach und gefahrlos, die magnetische Prüfung wird deshalb allgemein zur Prüfung hochbeanspruchter Stahlteile angewandt. Nach der Prüfung sind die Teile vielfach noch stark magnetisch. Um diesen störenden Restmagnetismus zu beseitigen, werden sie langsam durch eine Wechselstromspule hindurchgezogen und dadurch unmagnetisch gemacht.

6. Einfache Teile können auch durch die Klangprobe auf Rißfreiheit geprüft werden. Man hängt die sauber geputzten Stücke freischwebend auf und schlägt sie mit einem leichten Hammer an. Fehlerfreie Stücke ergeben einen klaren Klang, rissige Stücke dagegen klirren. Das Verfahren erfordert jedoch ein gutes Gehör und einige Erfahrung.

7. Die Rißprüfung nach dem Öl-Schlemmkreide-Verfahren läßt sich sowohl an Stahl- wie an Leichtmetallteilen durchführen. Man wärmt die Stücke gut handwarm vor und taucht sie oder bestreicht sie mit heißem Öl. Nachdem man das Öl einige Zeit hat einziehen lassen, wischt man die Oberfläche sauber ab und bringt eine dünne Schlemmkreide-Spiritus-Aufschwemmung (Kalkmilch) darauf. Nach dem Trocknen erwärmt man die Stücke etwas, damit das Öl aus den Rissen wieder austritt. Dies zeichnet sich in der weißen Schlemmkreideschicht deutlich ab (Abb. 6).

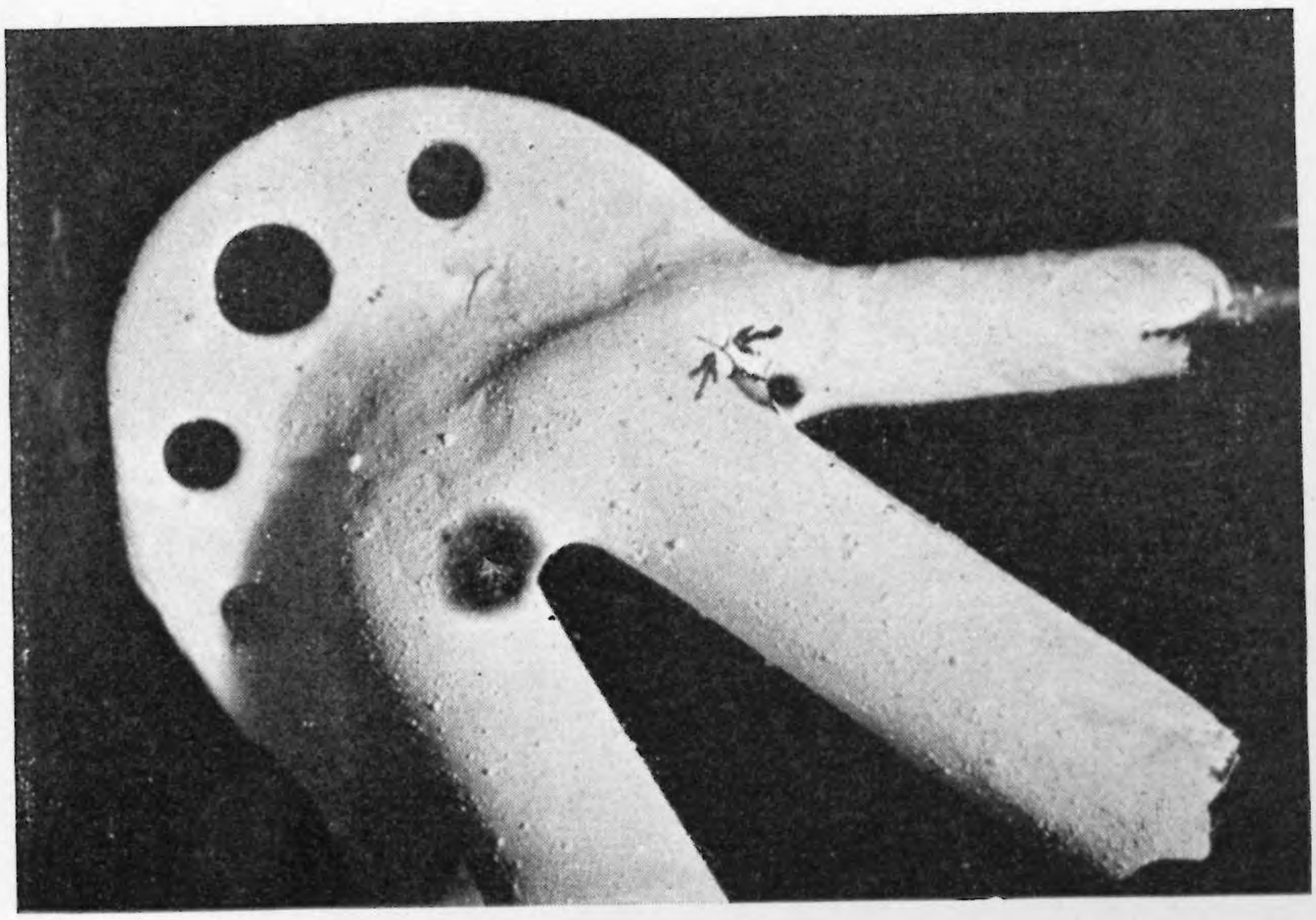

Abb. 6.

Öl-Schlemmkreideprobe an einem geschweißten Stahlrohrbock mit Rissen.

Mit einer gewissen Abwandlung wird das Verfahren auch zur Dichtheitsprüfung von Schweißnähten, z. B. an Brennstoffbehältern, benutzt. Die Nähte werden außen mit Schlemmkreidelösung bestrichen und der Behälter mit Petroleum ausgeschwenkt. Rissige Stellen zeichnen sich deutlich in der Kreideschicht ab. Man kann die Anzeige noch verbessern, indem man den Behälter unter geringen inneren Überdruck setzt.

8. Gußstücke, Schmiede- und Preßteile werden vor der Weiterbearbeitung vielfach durch die Beizprobe geprüft. Man beizt die Oberflächen in verdünnten Säuren, bis sie mattblank metallisch aussehen. Für Stähle verwendet man verdünnte Salzsäure oder Schwefelsäure mit Zusatz von Sparbeize, für Aluminiumlegierungen 10- bis 20%ige heiße Natronlauge. Zum Nachbeizen benutzt man Salpetersäure und spült die Teile mit frischem Wasser gut nach.

Metallische Werkstoffe.

1. Alle technisch wichtigen Metalle werden aus Erzen durch einen Schmelzprozeß (Verhüttung) gewonnen. Bei der Abkühlung der flüssigen Schmelze unter den Schmelzpunkt entstehen an einzelnen Stellen Kristallkeime, die langsam nach allen Seiten wachsen, bis sie gegenseitig aufeinanderstoßen. Die Erstarrung beginnt von den Stellen geringster Temperatur aus, in der Regel der Oberfläche, und schreitet nach dem Innern zu fort. Die entstandenen Kristallkörner (Kristallite) haben ganz unregelmäßige Gestalt.

2. Man unterscheidet reine Metalle und Legierungen. In der Tafel 1 sind für die technisch wichtigsten Metalle einige Eigenschaften angegeben. Nach dem spez. Gewicht unterscheidet man Leichtmetalle und Schwermetalle, nach dem Schmelzpunkt niedrigschmelzende und hochschmelzende Stoffe.

3. Die reinen Metalle finden, von Ausnahmen abgesehen, keine Verwendung, weil sie entweder sehr weich und bildsam (geringe Festigkeit) oder hart und spröde sind.

4. Die metallischen Werkstoffe sind deshalb durchweg Legierungen, die durch Zusammenschmelzen zweier oder mehrerer Metalle entstanden sind. Durch Veränderung der Zusammensetzung lassen sich die Eigenschaften der Legierungen in weiten Grenzen ändern. Voraussetzung für eine Legierungsbildung ist, daß die einzelnen Metalle (Komponenten) sich im geschmolzenen Zustand miteinander vermischen lassen.

Tafel 1.

Element	Chem. Zeichen	Spez. Gewicht g/cm³	Schmelzpunkt °C	Wärmeleitfähigkeit cal/cm° sec	Wärmedehnungszahl 10^{-6}
Aluminium	Al	2,70	658	0,53	24
Blei	Pb	11,34	327	0,39	12
Cadmium	Cd	8,65	321	0,08	29
Chrom	Cr	7,1	1890	—	8
Eisen	Fe	7,86	1530	0,16	12
Kupfer	Cu	8,9	1083	0,94	17
Kobalt	Co	8,8	1490	—	18
Magnesium	Mg	1,74	650	0,41	26
Mangan	Mn	7,3	1260	—	23
Molybdän	Mo	10,2	2620	0,35	5
Nickel	Ni	8,8	1452	0,14	13
Silicium	Si	2,5	1414	—	8
Titan	Ti	4,5	1800	—	—
Vanadium	Va	5,6	1715	—	—
Wolfram	W	19,2	3370	0,48	4
Zink	Zn	7,14	420	0,26	29
Zinn	Sn	7,29	232	0,15	27

Zustands-Schaubild.

1. Zusammensetzung und Zustand jeder Legierung kann man bei beliebiger Temperatur aus dem sogenannten Zustandsschaubild ersehen. Die Zustandsschaubilder werden auf Grund von metallkundlichen Untersuchungen aufgestellt.

2. Eine Legierung kann aus Kristallarten bestimmter Zusammensetzung (chemische Verbindungen) oder aus einer einzigen Kristallart (Mischkristallen) oder aus einem Gemenge verschiedener Kristallarten bestehen. Legierungen, die nur aus einer einzigen Kristallart bestehen, bezeichnet man als homogen (= gleichartig), solche mit mehreren Kristallarten als heterogen (= verschiedenartig).

3. Die Linienzüge des Zustandsschaubildes, die auf Grund von Versuchen in ihrem Verlauf festgelegt wurden, geben an, wann Änderungen im inneren Aufbau der Legierungen stattfinden.

4. Zur Erläuterung des Zustandsschaubildes sei der einfachste Fall einer Legierung aus zwei Metallen A und B besprochen, die sich in flüssigem Zustand mischen, in festem Zustand jedoch ein heterogenes Gemenge bilden.

In waagerechter Richtung sind die Gewichtsprozente der Legierungsanteile, in senkrechter Richtung die Temperaturen (°C) aufgetragen. Am linken Ende des Schaubildes ist der Gehalt von B = 0%, der Stoff besteht also nur aus A. Auf der rechten Seite besteht der Stoff nur aus B. Der Schmelzpunkt C des Metalles A sei 550°, der Schmelzpunkt D von Metall B 500°.

Die Linie C E D stellt die Schmelzpunkte aller inzwischen liegenden Mischungen von A und B dar. Man ersieht aus dem Verlauf, daß Zusätze eines anderen Metalles den Schmelzpunkt der reinen Metalle erniedrigen.

Den niedrigsten Schmelzpunkt E hat eine Legierung der Zusammensetzung 73% A, 27% B. Dieses Mischungsverhältnis der beiden Metalle, das wie die reinen Metalle einen ganz bestimmten Schmelzpunkt (in diesem Falle 400°)

besitzt, heißt Eutektikum. Alle anderen Mischungen besitzen keinen einheitlichen Schmelzpunkt, sondern einen Schmelz- bzw. Erstarrungsbereich, der zwischen dem Schmelzpunkt des Eutektikums und der Schmelztemperatur der entsprechenden Metalle liegt.

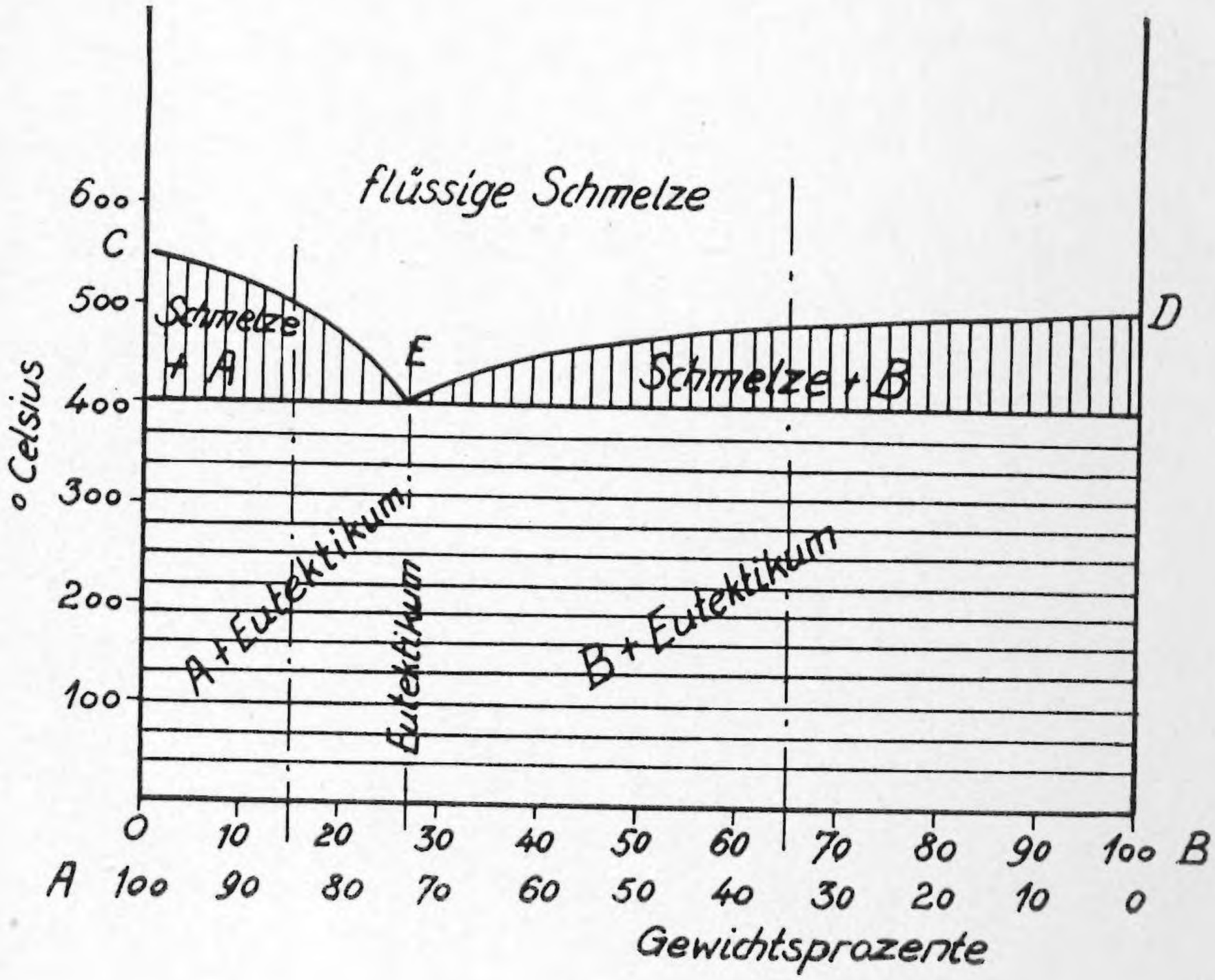

Abb. 1.

Zustandsschaubild einer Legierung aus zwei Komponenten A und B, die im festen Zustand heterogen ist.

Eine Legierung aus beispielsweise 85% A und 15% B befindet sich bei Temperaturen über 500° im schmelzflüssigen Zustand. Während der Abkühlung beginnen bei 500° Kristalle des Metalles A sich aus der Schmelze auszuscheiden. Mit weiter sinkenden Temperaturen entstehen immer mehr feste Kristalle A, bis schließlich bei 400° alles kristallisiert, d. h. in den festen Zustand übergegangen ist. Unterhalb 400° besteht die Legierung aus einem Gemenge von A-Kristallen und Eutektikum (aus A und B). Bei der Erwärmung von niedrigen Temperaturen auf 600° vollziehen sich die Zustandsänderungen

in umgekehrter Reihenfolge: bis 400° bleibt alles in festem Zustand, dann beginnt das vorhandene Eutektikum flüssig zu werden, bei weiterer Temperaturzunahme lösen sich immer mehr A=Kristalle in der Schmelze auf, bis bei 500° wieder alles flüssig geworden ist.

5. Der Vorgang der Erwärmung und Abkühlung läßt läßt sich beliebig oft wiederholen, ohne daß eine Änderung der Legierung stattfindet. Die Kenntnis der Zustandsänderungen in den metallischen Werkstoffen ist die Grundlage für alle Wärmebehandlungen unserer Werkstoffe.

6. Eine aus dem schmelzflüssigen Zustand erstarrte Legierung befindet sich im Gußzustand.

Die in allen technischen Legierungen vorhandenen Verunreinigungen setzen sich bei der Erstarrung als feine Häute auf den Oberflächen der entstehenden Kristallkörner an und beeinträchtigen so den Zusammenhalt zwischen den einzelnen Körnern. Gußlegierungen haben deshalb immer verhältnismäßig geringe Festigkeit und sind meistens spröde.

7. Die Beseitigung dieser Fehlstellen kann bis zu einem gewissen Grade durch eine Glühung des Gußstückes unterhalb der Schmelztemperatur erfolgen.

8. Am durchgreifendsten werden die Eigenschaften einer Legierung durch mechanische Verformung verbessert. Durch Kneten (Schmieden, Pressen, Walzen) in der Wärme werden die spröden Zwischenschichten zwischen den Kristallen zerrissen, die Kristalle bekommen dadurch einen besseren Zusammenhalt und die Festigkeit sowie die Zähigkeit steigt an. Alle Knetlegierungen haben bessere Festigkeitseigenschaften als die entsprechenden Gußlegierungen.

9. Bei der Warmverformung findet fortwährend eine Neubildung von Körnern (Kristalliten) statt, infolgedessen können selbst ganz große Blöcke bis zu ganz kleinen Abmessungen in einem Zuge verarbeitet werden.

10. Findet die Verformung bei niedrigen Temperaturen, wo keine ständige Kristallneubildung erfolgt, statt, so spricht man von Kaltverformung. Bei der Kaltverformung (durch Ziehen oder Walzen) werden die Kristallkörner in der Verformungsrichtung gestreckt. Dadurch steigt ihre Härte und Festigkeit infolge Kaltverfestigung, die Dehnung wird jedoch geringer.

11. Durch eine nachfolgende Erwärmung geht die auf dem Wege der Kaltverfestigung erzielte Festigkeitssteigerung wieder zurück. Bei höheren Temperaturen tritt sogar eine Veränderung des Korngefüges (Rekristallisation) ein. Man macht sich diese Vorgänge zunutze, indem man durch Kaltverformung hart und spröde gewordenes Material zwischenglüht und auf diese Weise wieder weich und leicht verformbar macht.

12. Material, das nur wenig kalt verformt wurde, neigt bei der Glühbehandlung zur Grobkornbildung, deshalb sollen die einzelnen Verformungsstufen so groß gewählt werden, als es der Werkstoff zuläßt.

Kennzeichnung der Werkstoffe.

1. Bei der Vielzahl der vorhandenen Werkstoffe ist es notwendig, eine Auswahl der geeigneten Werkstoffe zu treffen. Im DIN-Taschenbuch 4 sind vom Deutschen Normenausschuß die bevorzugt zu verwendenden Werkstoffe zusammengestellt und mit entsprechenden Kurzbezeichnungen versehen.

2. Die für den Flugzeug- und Motorenbau zugelassenen Werkstoffe sind in der Fliegwerkstoff-Liste (herausgegeben vom Technischen Amt des Reichsluftfahrtministeriums) enthalten. Der Zweck dieser Maßnahme ist, mit einer möglichst kleinen Anzahl von Werkstoffen alle Anforderungen zu erfüllen, um dadurch die Fertigung der Bauteile wirtschaftlicher und die Lagerhaltung übersichtlicher zu gestalten.

3. Jeder Fliegwerkstoff ist durch eine vierstellige Zahl gekennzeichnet. Die erste Ziffer gibt jeweils die Hauptgruppe an, der der Werkstoff angehört. Es bedeutet:

1 Stähle,
2 Nichteisen-Schwermetalle,
3 Leichtmetalle.

4. Der besondere Behandlungszustand, in dem der Werkstoff verwendet wird, ist durch eine fünfte Ziffer, die durch einen Punkt von der Werkstoff-Kennzahl getrennt ist, ausgedrückt. Es bedeuten:

Zustandsziffer	0	= ohne Nachbehandlung
	1—3	= geglühter Zustand
	4—6	= vergüteter bzw. ausgehärteter Zustand
	7—8	= kaltverfestigter Zustand
	9	= nach besonderen Angaben behandelter Zustand

Beispiel: Die Werkstoffangabe 1452.5 auf der Zeichnung bzw. Stückliste besagt, daß der Bauteil aus einem Chrom-Molybdän-Stahl mit etwa 0,25% C, 1% Cr, 0,2% Mo besteht, der durch Vergütung eine Mindest-Zugfestigkeit von 90 kg/mm² bei mindestens 8% Dehnung besitzt.

Allgemeines über Stahl und Eisen.

Erzeugung.

1. Mit Stahl bezeichnet man nach DIN 1600 alles, schon ohne Nachbehandlung schmiedbare Eisen, das chemisch gebundenen Kohlenstoff (in Gehalten von 0,1 bis 2,2%) enthält.

Nach der Erzeugungsart unterscheidet man:

a) Flußstahl, d. i. Stahl, der im flüssigen Zustand hergestellt wurde,

b) Schweiß- oder Puddelstahl, d. i. Stahl, der im teigigen Zustand im Puddelofen gewonnen wurde.
Im Flugzeugbau wird dieser Stahl nicht verwendet.

2. Flußstahl wird nach verschiedenen Verfahren hergestellt:

a) Thomas-Stahl aus Roheisen in Konvertern (Birnen) mit Dolomit-Auskleidung hergestellt,

b) Bessemer-Stahl aus Roheisen in Konvertern mit Quarz-Auskleidung hergestellt,

c) Siemens-Martin-Stahl aus Roheisen und Eisenschrott im Siemens-Martin-Ofen erschmolzen,

d) Tiegel-Stahl (auch Gußstahl genannt), in geschlossenen Tiegeln aus reinen Ausgangsstoffen erschmolzen,

e) Elektro-Stahl, im Elektro-Ofen durch Induktionswirkung des elektrischen Stromes (Hochfrequenz-Ofen) oder durch Lichtbogen erschmolzen.

Die Verfahren a) und b) ergeben Stähle mit größerem Schlackengehalt. Legierte Stähle sowie Stähle besonderer Reinheit werden nach den Verfahren c) bis e) hergestellt.

Einteilung der Stähle.

1. Nach dem Verwendungszweck unterteilt man die Stähle in

a) Baustähle.

Von ihnen wird vor allen Dingen Festigkeit und Zähigkeit bei den vorkommenden Betriebstemperaturen verlangt. Als Untergruppen der Baustähle unterscheidet man Einsatzstähle und Vergütungsstähle.

b) Werkzeug-Stähle.

Diese müssen hohe Härte, geringe Abnutzung (Schneidhaltigkeit), Formbeständigkeit beim Härten besitzen.

2. Entsprechend der chemischen Zusammensetzung unterteilt man in

a) unlegierte Stähle (Kohlenstoff-Stähle)

b) legierte Stähle

Sowohl als Baustähle wie als Werkzeugstähle werden teils unlegierte, teils legierte Stähle verwendet.

Durch die Legierungszusätze werden bestimmte Eigenschaften, z. B. Festigkeit, Wärmebeständigkeit, Durchhärtbarkeit, Widerstand gegen Witterungs- und chemische Angriffe, verbessert.

3. Eine Sonderstellung nimmt das Gußeisen ein. Es ist Eisen mit höherem Kohlenstoffgehalt (zwischen 2 und 4%) und deshalb nicht mehr schmiedbar.

Grauguß ist weiches, gut bearbeitetes Gußeisen, dessen Kohlenstoffgehalt hauptsächlich als Graphit vorliegt.

Temperguß ist ein Gußeisen, das durch eine Glühbehandlung (Tempern) schmiedbar gemacht wurde.

Eigenschaften der Stähle.

1. Die Eigenschaften der Stähle werden durch
   Formgebung,
   Verarbeitung,
   Wärmebehandlung,
   chemische Zusammensetzung

maßgeblich beeinflußt.

In den folgenden Abschnitten werden die Einflüsse dieser Faktoren auf die Eigenschaften der Stähle eingehend behandelt.

Formgebung.

1. Die Überführung des flüssigen Stahles in seine Gebrauchsform erfolgt entweder nur durch Gießen oder durch Gießen mit anschließender bildsamer Verformung (Schmieden, Walzen, Pressen).

a) Gießen.

2. Als Stahlguß oder Stahlformguß wird Stahl bezeichnet, der in besonderen Gießformen (getrocknete Sandformen) vergossen wird und dabei schon seine endgültige Form erhält.

Stahlformguß wird für solche Teile verwendet, die wegen ihrer besonderen Gestalt (Knotenpunkte, Anschlußstellen) aus Vollmaterial bzw. durch Zusammenschweißen einzelner Teile nur unwirtschaftlich hergestellt werden können.

3. Stahl, der durch Schmieden oder Walzen weiter verarbeitet werden soll, wird in gußeiserne Formen (Kokillen) vergossen.

4. Der Stahl kühlt in den Formen langsam ab und erstarrt bei bestimmten Temperaturen. Die nach der Erstarrung (Kristallisation) auftretenden Veränderungen werden im Abschnitt WK 34 beschrieben.

Die Erstarrung geht von der Außenfläche aus und dringt nach dem Kern zu vor. Zuerst werden die eisenreichen Mischkristalle fest, zuletzt die niedriger schmelzenden Bestandteile, das sind Kristalle mit höherem Kohlenstoffgehalt bzw. Verunreinigungen.

Die Zusammensetzung des Gußblockes ändert sich daher vom Rande nach dem Kern zu. Diese Erscheinung wird als Blockseigerung bezeichnet.

Im Kern reichern sich die Verunreinigungen an. Diese lassen sich bei der Weiterverarbeitung nicht mehr verteilen, sie sind deshalb auch noch im Fertigerzeugnis durch Ätzung nachzuweisen (vgl. WK 25. 4).

5. Die Kristalle wachsen hauptsächlich senkrecht zur Oberfläche in die Schmelze hinein und bilden dabei seitliche Verästelungen. Ihrer Form wegen bezeichnet man sie als Tannenbaum-Kristalle oder Dendriten. Die Zwischenräume in diesem Kristallgerippe sind mit Restschmelze angefüllt, die eine andere Zusammensetzung als die Dendriten besitzt. Diese Erscheinung wird als Kristallseigerung bezeichnet.

Das bei der Erstarrung entstehende Gefüge heißt Primärgefüge oder Primärkorn.

Ein geätzter Schliff (Abb. 1) durch ein Stahlformguß-Stück zeigt diese Gefügeausbildung. Die dunkleren Stellen sind Anreicherungen von Restschmelze.

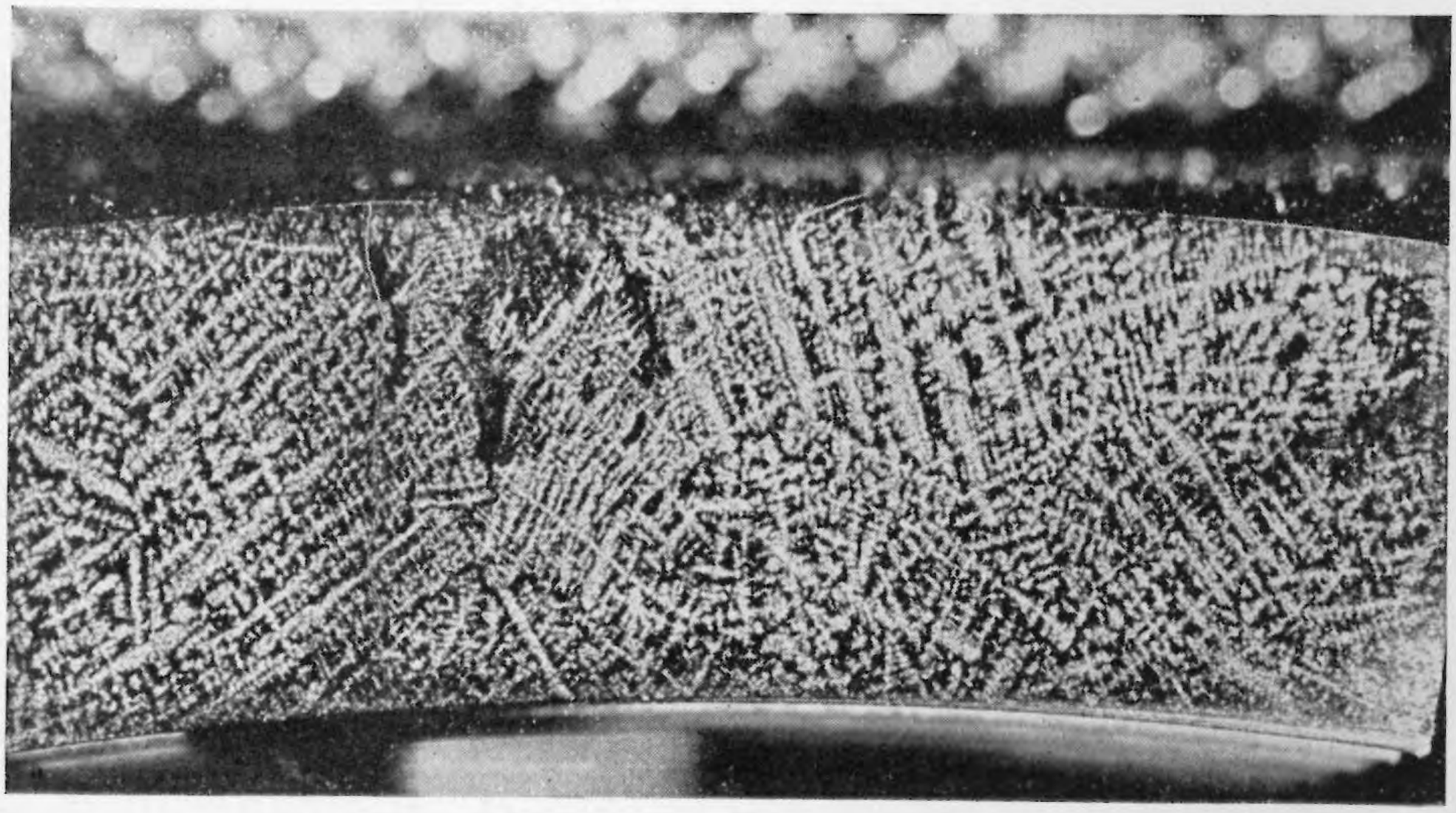

Abb. 1.
Schliffbild eines Stahlformgußstückes (Primärgefüge).

Durch die Wärmeeinflüsse bei der Weiterverarbeitung (Warmwalzen oder Glühen) kann diese Gefügeausbildung zum Verschwinden gebracht werden, da sich die Zusammensetzung der Einzelkristalle infolge Diffusion einander angleicht. Legierungszusätze behindern jedoch mitunter die Diffusion. Man kann deshalb auch in gut durchgeschmiedeten Stücken aus legierten Stählen die Dendriten-Struktur noch erkennen.

Die beiden Schliffbilder (Abb. 2) zeigen verschiedenartige Durchschmiedung an einem Gesenkschmiedestück. Im unteren Schliff ist die gute Durchschmiedung an der Streckung der Drendriten zu erkennen, während der obere Schliff eine ungenügende Durchschmiedung zeigt.

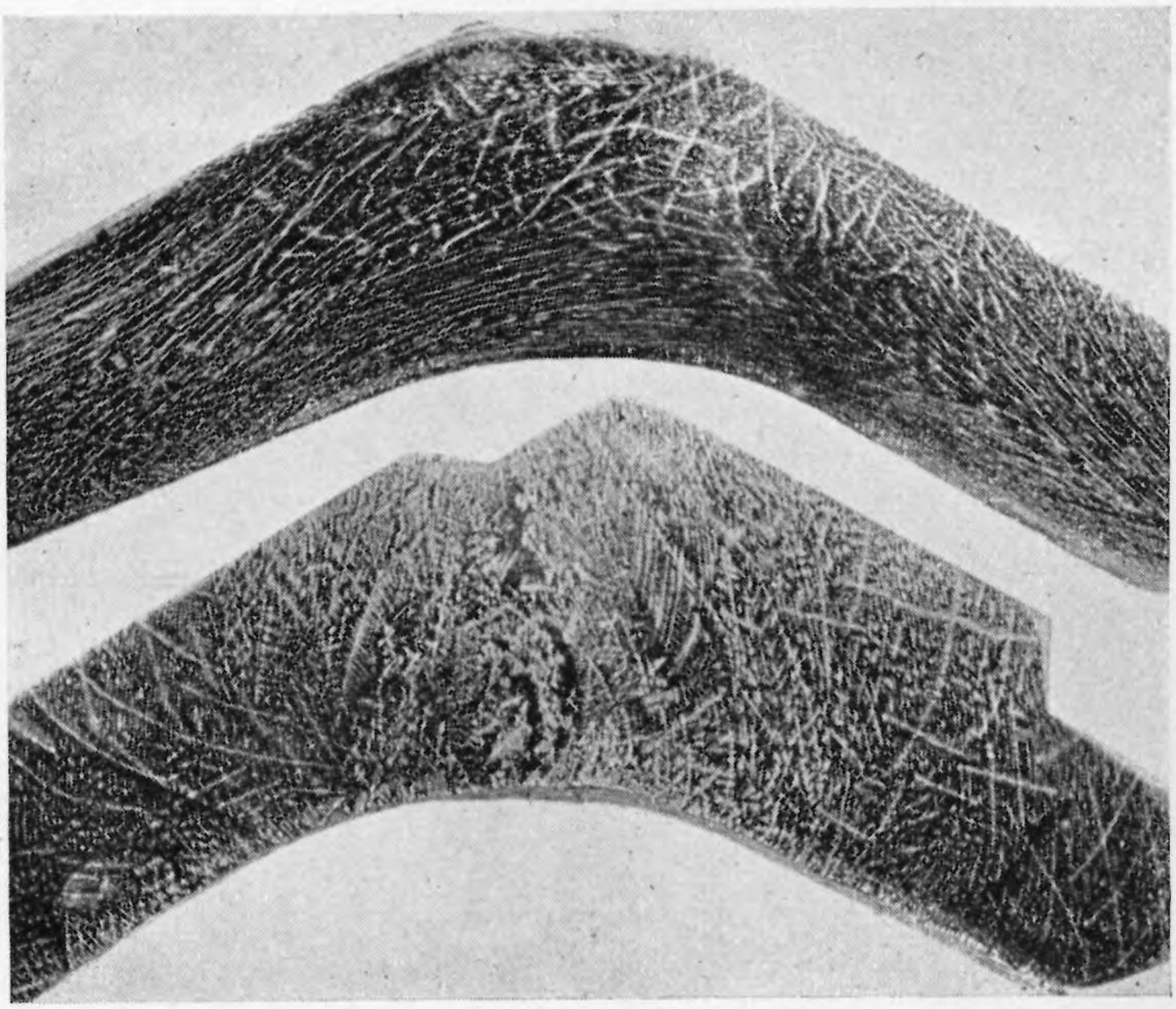

Abb. 2.
Dendriten-Struktur an einem Cr-Ni-Stahl-Schmiedestück.

6. Die Gefügeausbildung wird durch die Gießbedingungen stark beeinflußt. Hohe Gießtemperaturen und langsame Abkühlung ergeben grobes Korn mit ungünstigen Formänderungseigenschaften.

Durch besondere Zusätze sucht man im flüssigen Stahl die Kristallisation gleichzeitig an möglichst vielen Stellen einzuleiten, um auf diese Weise ein feines Korn zu erzielen.

Unbehandelter Stahlformguß besitzt eine ungünstige Gefügeausbildung, die sogenannte Widmannstätten'sche Struktur. Sie ist gekennzeichnet durch grobe, unter bestimmten Winkeln

angeordnete Gefügebestandteile (Abb. 3). Diese Gefügeausbildung besitzt schlechte Formänderungseigenschaften und muß deshalb durch eine besondere Glühbehandlung beseitigt werden.

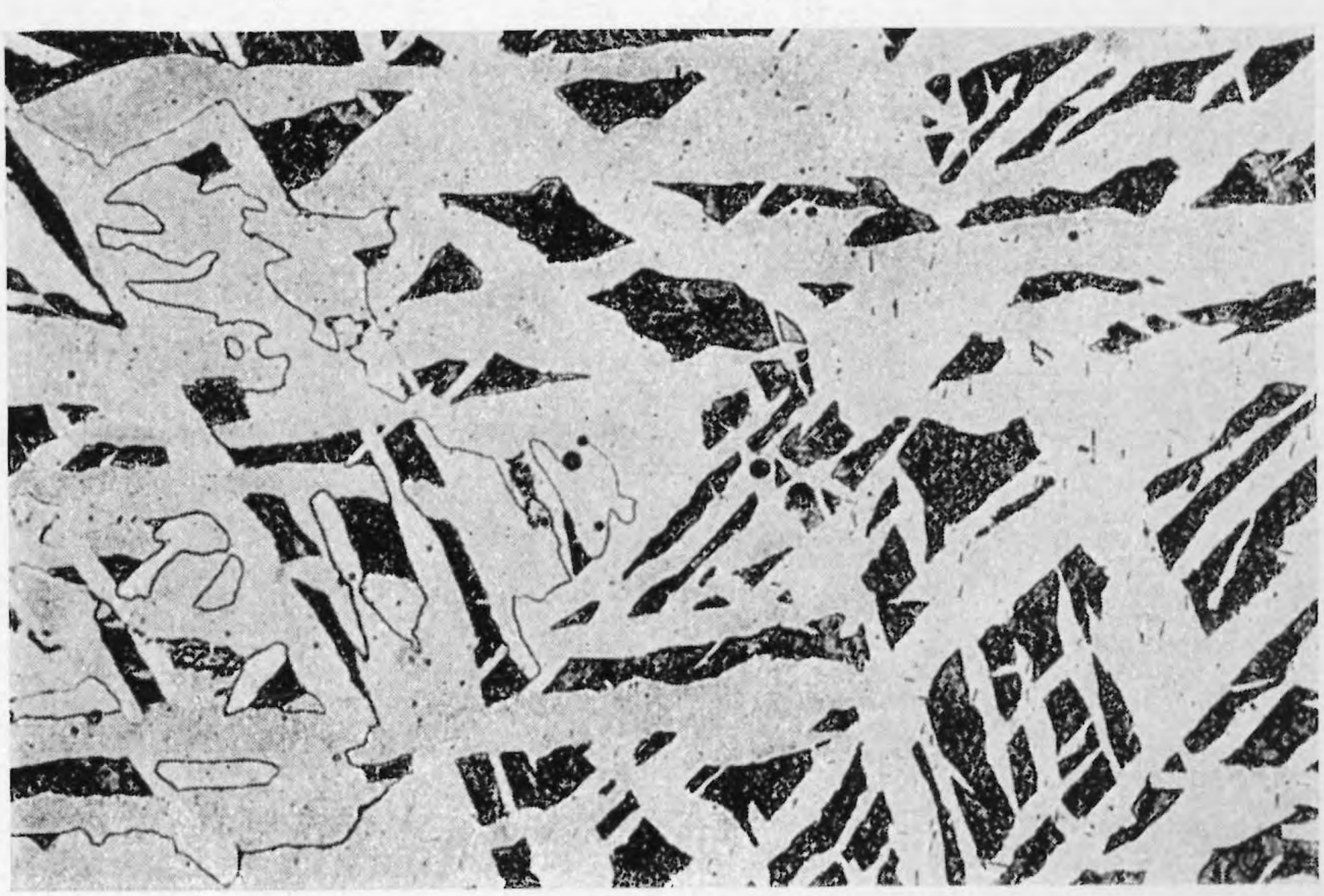

Abb. 3.
Widmanstätten'sche Struktur an einem ungeglühten Stahlguß mit 0,25 % C.

7. Bei der Erstarrung tritt eine Volumen-Verminderung ein, die man als Schwinden bezeichnet. Da die zuerst erstarrten Randschichten ihre Form beibehalten, können sich Hohlräume (Lunker) nur im Innern bilden. Um Lunker in Gußstücken zu vermeiden, muß man dafür sorgen, daß auch an die zuletzt erstarrenden Stellen ständig flüssiger Werkstoff nachfließen kann. Beim Blockguß ordnet man einen sog. verlorenen Kopf an, der vor der Weiterverarbeitung des Blockes abgetrennt wird.

An Formgußstücken bringt man zahlreiche Trichter und Steiger an, die flüssiges Material zuführen sollen. Sie werden nach dem Herausnehmen des Gußstückes aus der Form entfernt. Durch Vermeidung großer Unterschiede in den Wandstärken eines Gußstückes wird der Lunkerbildung gleichfalls vorgebeugt.

8. Die im flüssigen Stahl gelösten Gase (Wasserstoff, Kohlenoxyd und Kohlensäure) werden bei der Erstarrung größtenteils frei. Soweit sie nicht mehr nach außen entweichen können, bilden sie im Innern Hohlräume, die zum Unterschied von den Schwindungshohlräumen (Lunkern) als Gasblasen bezeichnet werden. Bei der Weiterverarbeitung der Gußblöcke zu Walzmaterial werden sie flachgedrückt und verschweißen dabei meistens wieder vollständig.

b) Warmformgebung.

9. Die Weiterverarbeitung der Gußblöcke erfolgt auf hydraulischen Pressen, Preßluft- bzw. Dampfhämmern oder Walzwerken.

Durch Schmieden und Walzen wird das Gußgefüge zertrümmert und dauernd neue Körner gebildet. Die im Gußblock ziemlich

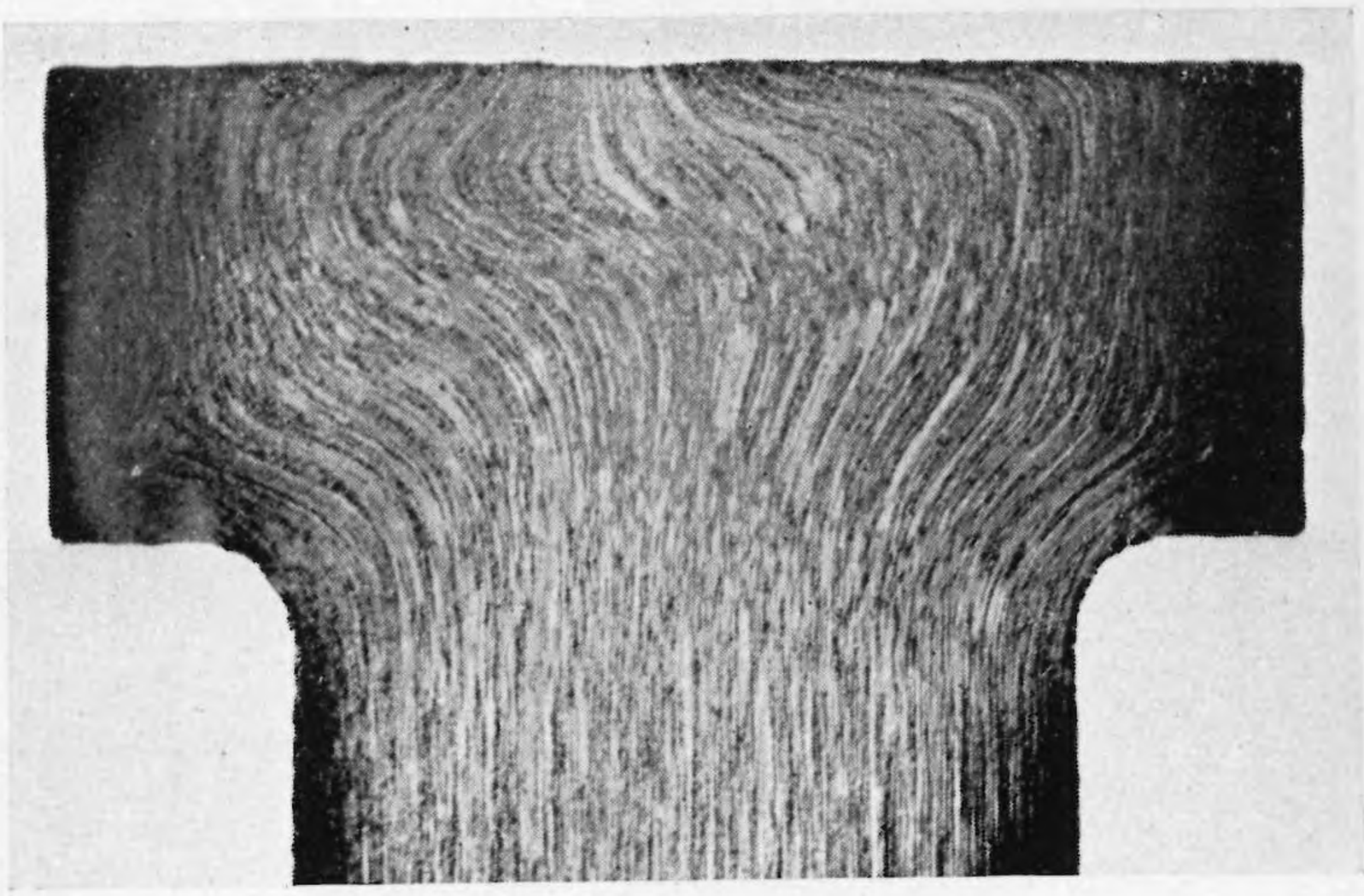

Abb. 4.
Faserverlauf in einem Formschmiedestück.

regellose Kristallanordnung wird in der Schmiede- bzw. Walzrichtung gestreckt, es entsteht eine sog. Faserrichtung (Abb. 4). Da die in jedem Stahl vorhandenen Verunreinigungen und Gasblasen mitgestreckt werden, besitzt jedes Schmiede- und Walz-

material in der Faserrichtung höhere Festigkeit und Zähigkeit als quer dazu. Der Einfluß des Verschmiedungsgrades ist an einem Beispiel in Abb. 5 gezeigt. Bei Gesenk-Schmiedestücken und Preßteilen ist dafür zu sorgen, daß keine

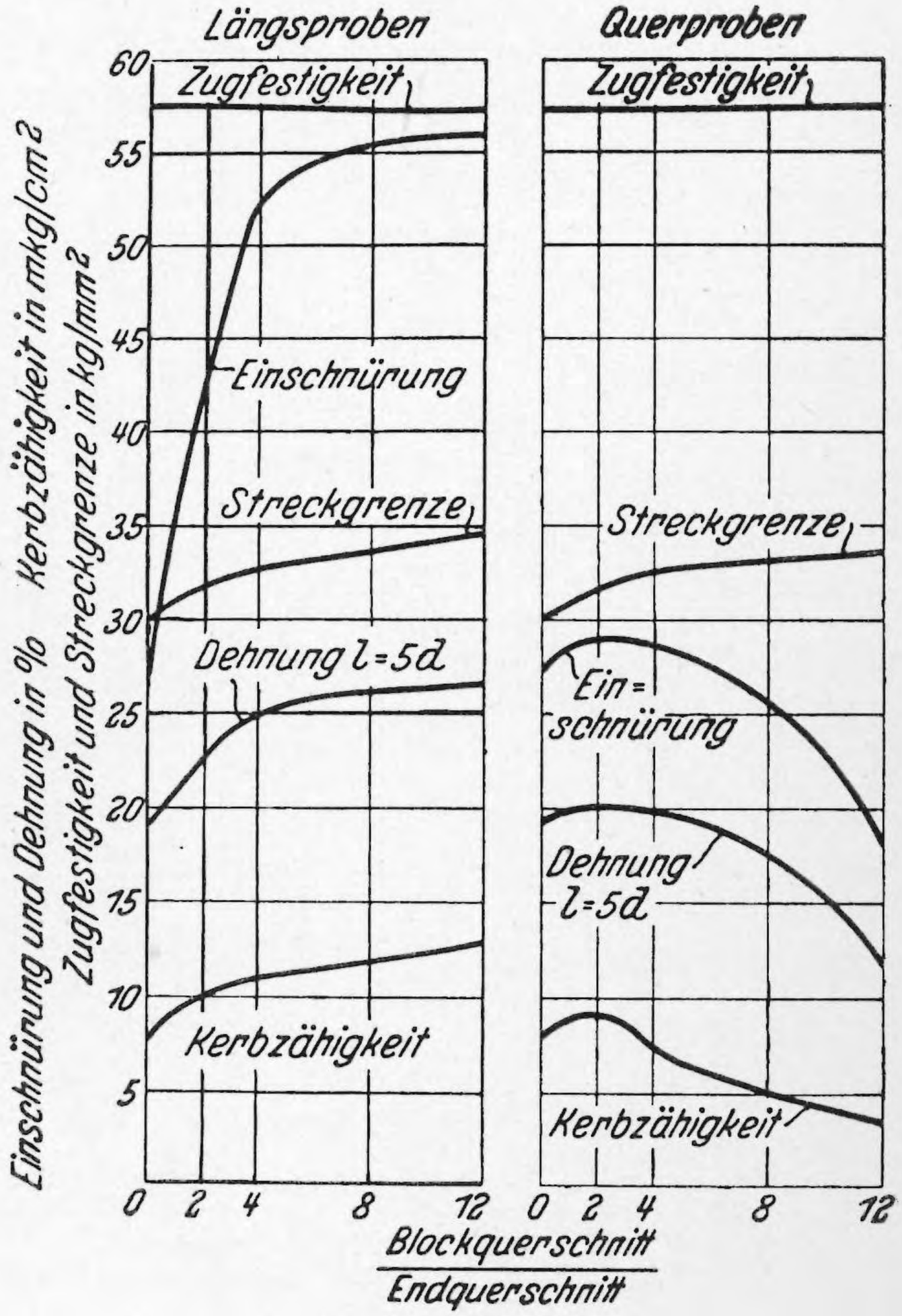

Abb. 5.
Festigkeitseigenschaften eines Stahles mit 0,35 % C in Abhängigkeit vom Verschmiedungsgrad.

Faltenbildung der Fasern auftritt und die Richtung der Fasern an Querschnittsübergängen in der Beanspruchungsrichtung verläuft. Die Formgebung der Preßteile hat so zu erfolgen, daß bei der endgültigen spanabhebenden Bearbeitung die Fasern nicht zerschnitten werden.

10. Je höher die Temperatur, desto leichter kann die Verformung erfolgen. Die Schmiede- oder Walztemperatur wird deshalb so hoch gewählt, als es die Empfindlichkeit des Stahles gegen Überhitzung zuläßt. Die Legierungszusätze im Stahl beeinflussen diese Eigenschaft in unterschiedlicher Weise, es gelten für jede Stahlart besondere Vorschriften. Die Endtemperaturen der Warmverformung sollen in der Nähe der gestrichelten Linie in Abb. 1 WK 34 liegen, damit der Werkstoff im feinkörnigen Zustand bleibt.

11. Die Abkühlung von der Schmiedetemperatur muß langsam erfolgen, da sonst Schrumpfspannungen bzw. bei legierten Stählen eine Härtung eintritt. Die Schrumpfspannungen können zu Rißbildungen Anlaß geben.

12. Bei der Warmformgebung entstandene Oxydschichten (Zunder) können durch Beizen in Schwefel- oder Salzsäure entfernt werden, falls es für die Weiterverarbeitung erforderlich ist.

c) Kaltformgebung.

13. Kaltverformung wird vorgenommen, um saubere, glatte Oberflächen, genaue Abmessungen und höhere Festigkeit zu erzielen.

Die Kaltverformung erfolgt durch Walzen (Bleche, Bänder) und Recken bzw. Ziehen (Drähte, Stangen, Profile, Rohre). Weitere Kaltverformungen sind Tiefziehen, Bördeln, Biegen, Abkanten, Prägen. Zum Unterschied von den vorgenannten Formgebungsarbeiten tritt bei ihnen nur eine unwesentliche Verringerung der Querschnittabmessungen auf.

14. Als Maß der Kaltverformung gilt der Walz- oder Reckgrad:

$$\text{Reckgrad} = \frac{\text{Anfangsquerschnitt} - \text{Endquerschnitt}}{\text{Anfangsquerschnitt}} \times 100\,(\%)$$

Bei kleinen Reckgraden treten nur Gleitlinien innerhalb der Körner auf. Bei höheren Reckgraden werden die im geglühten Zustand ausgebildeten Körner in der Verformungsrichtung gestreckt.

15. Die Folge dieser Kornveränderung ist eine Verfestigung des Werkstoffes. Sie äußert sich hauptsächlich in der Erhöhung der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit, während die Dehnung zurückgeht.

Die Erhöhung der Dauerfestigkeit hängt teilweise mit dem durch Kaltverformung hervorgerufenen ungleichmäßigen Spannungszustand zusammen. Da die Randschichten beim Ziehen stärker verformt werden als der Kern, sind in gezogenen Querschnitten die Außenzonen Druckspannungen unterworfen, während der Kern Zugspannungen aufweist. Die Druckspannungen wirken den im Betriebe auftretenden Zugspannungen entgegen und verringern so die wirksamen Spannungen infolge äußerer Kräfte.

16. Nur dünne Bleche und Stangen bzw. Drähte erhalten durch die Kaltverformung eine einigermaßen gleichmäßige Verfestigung über den ganzen Querschnitt. Bei dickeren Querschnitten beschränkt sich die Verfestigung nur auf die Randschicht. Die in jedem kaltverfestigten Werkstoff vorhandenen Spannungen wirken sich in einem Verziehen der Teile aus, sobald durch spanabhebende Bearbeitung das Gleichgewicht zwischen Zug- und Druckspannungen gestört wird.

17. Wird die Kaltverformung bis zur Erschöpfung des Formänderungsvermögens getrieben, so bilden sich Risse im Innern aus. Einen solchen Werkstoff bezeichnet man als „überzogen", er ist damit unbrauchbar geworden.

18. In kaltverformten Stählen niedrigen Kohlenstoffgehaltes gehen bei Raumtemperatur im Laufe der Zeit Veränderungen vor sich, die anscheinend mit dem Gehalt an Sauerstoff im Stahl zusammenhängen. Streckgrenze und Zugfestigkeit steigen allmählich an, die Zähigkeit jedoch fällt stark ab. Der Stahl ist durch „Alterung" spröde geworden.

Zum gleichen Ergebnis kann man in kurzer Zeit kommen, wenn der Stahl auf Blauwärme (200—300°) erwärmt wird oder bei dieser Temperatur verformt wird. Diesen Zustand bezeichnet man mit „Blausprödigkeit" Durch Zusatz von Aluminium kann man den Sauerstoffgehalt des Stahles erniedrigen und damit die Alterungsempfindlichkeit weitgehend beseitigen.

19. Bei der Erwärmung geht die verfestigende Wirkung der Kaltverformung allmählich verloren.

Am Beispiel eines Stahldrahtes (Fliegwerkstoff 1012) ist dies in Abb. 6 gezeigt. Bis etwa 300° geht die Festigkeit nur wenig zurück, die inneren Spannungen werden abgebaut. Man bezeichnet dies als Kristallerholung. Durch weitere Erwärmung tritt eine Veränderung der Kornformen ein. Aus den langgestreckten werden wieder rundlichere Kristallite. Bei diesem Vorgang, der als Rekristallisation bezeichnet wird, tritt eine vollkommene Entspannung ein, die Festigkeit sinkt beträchtlich, die Dehnung steigt an.

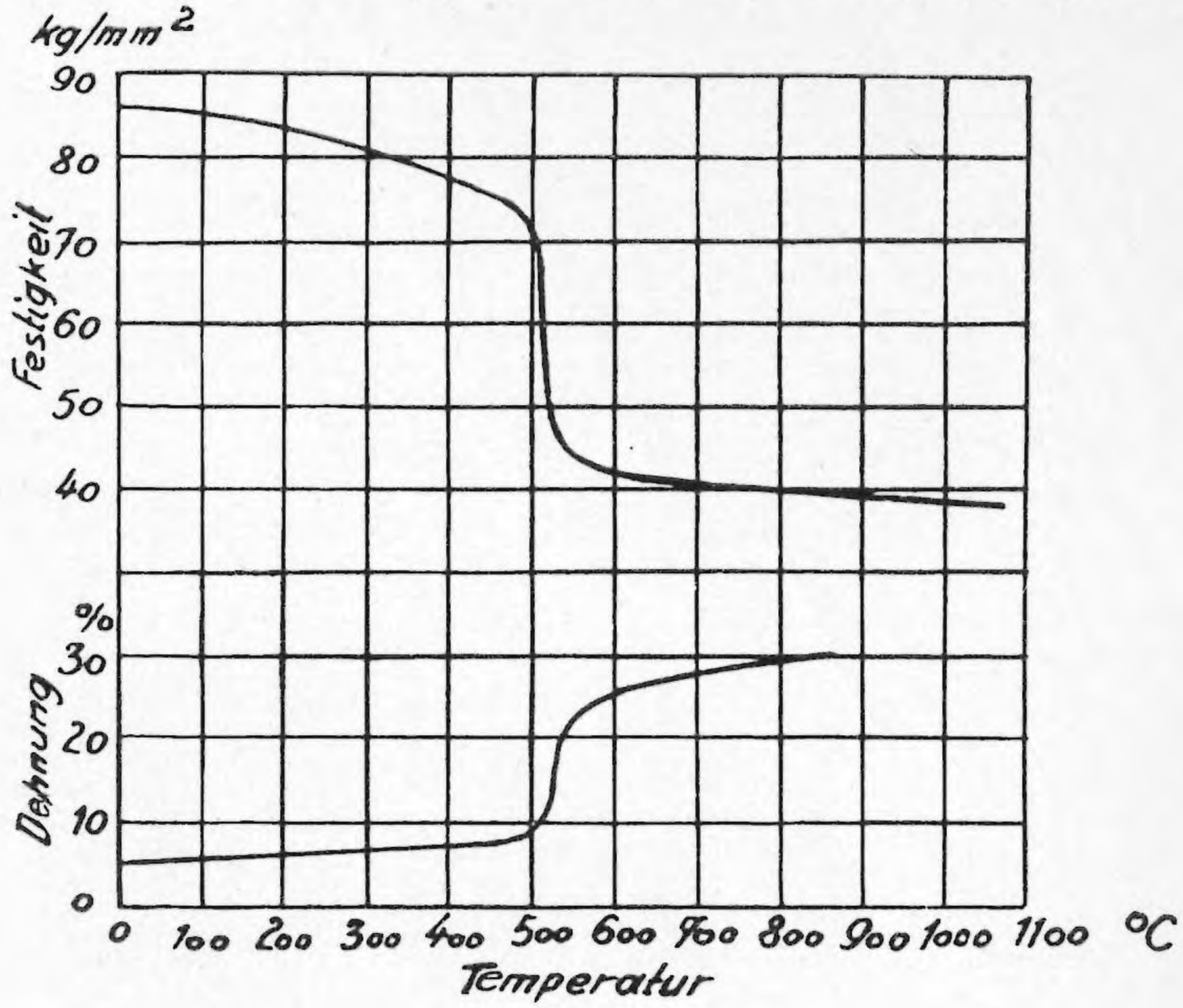

Abb. 6.

Einfluß der Erwärmung auf Festigkeit und Dehnung an einem kaltgezogenen Stahldraht (Fliegwerkstoff 1012).

Festigkeit und Gliederung kaltgezogenen Stahldrahtes entspricht etwa Fliegwerkstoff 1012 mit niedrigem Kohlenstoffgehalt in Abhängigkeit der Anlaßtemperatur.

Die Temperatur, bei der Rekristallation eintritt, ist abhängig von der Stahl-Zusammensetzung und vom Reckgrad. Je höher der Reckgrad, bei desto niedrigeren Temperaturen setzt der Vorgang ein.

Die Korngröße des rekristallisierten Gefüges ist vom Reckgrad und der Glühtemperatur abhängig. Geringe Reckgrade (5—15 %) führen zu starker Grobkorn-Bildung.

Abb. 7 zeigt diese Erscheinung an einem Weicheisen-Niet. Die Randzone, vermutlich beim Ziehen auf genauen Durchmesser schwach gereckt, ist bei der Glühung des fertigen Nietes grobkörnig geworden, während der Kern normale Korngröße aufweist. (Am unteren Bildrand sind Verformungen der Körner zu beachten, die beim Abscheren des Nietes aufgetreten sind.)

Abb. 7.
Grobkorn-Bildung durch Rekristallisation in einem Weicheisen-Niet.

Die Reckgrade, die zur Grobkorn-Bildung führen, bezeichnet man als „kritische Reckgrade". Reckgrade über 20 % ergeben ein feines Rekristallisations-Korn.

Mit zunehmendem Legierungsanteil im Stahl geht die Gefahr der Grobkorn-Bildung zurück.

Erwärmung über den Umwandlungspunkt (vgl. WK 34, 11) führt zu einer vollkommenen Neubildung des Gefüges. Auf diese Weise kann durch Rekristallisation grobkörnig gewordener Werkstoff wieder feinkörnig gemacht werden. Muß kaltverformtes Material, dessen Reckgrad nicht bekannt ist, geglüht werden, so ist es immer empfehlenswert, über dem Umwandlungspunkt die Glühung durchzuführen.

Gefüge=Lehre.

1. Zum Verständnis der mit der Warmbehandlung des Stahles verbundenen Vorgänge ist es notwendig, auf die Einzelheiten des Gefügeaufbaues einzugehen.

2. Der unlegierte Stahl besteht bei Raumtemperatur (von sonstigen Beimengungen abgesehen) aus Körnern von reinem Eisen und einer Verbindung zwischen Eisen und Kohlenstoff, dem sogen. Eisenkarbid. Das Zustandsschaubild, auch Eisen=Kohlenstoff=Schaubild genannt, läßt ersehen, welche Veränderungen im Stahl bei den einzelnen Temperatur=Bereichen vor sich gehen.

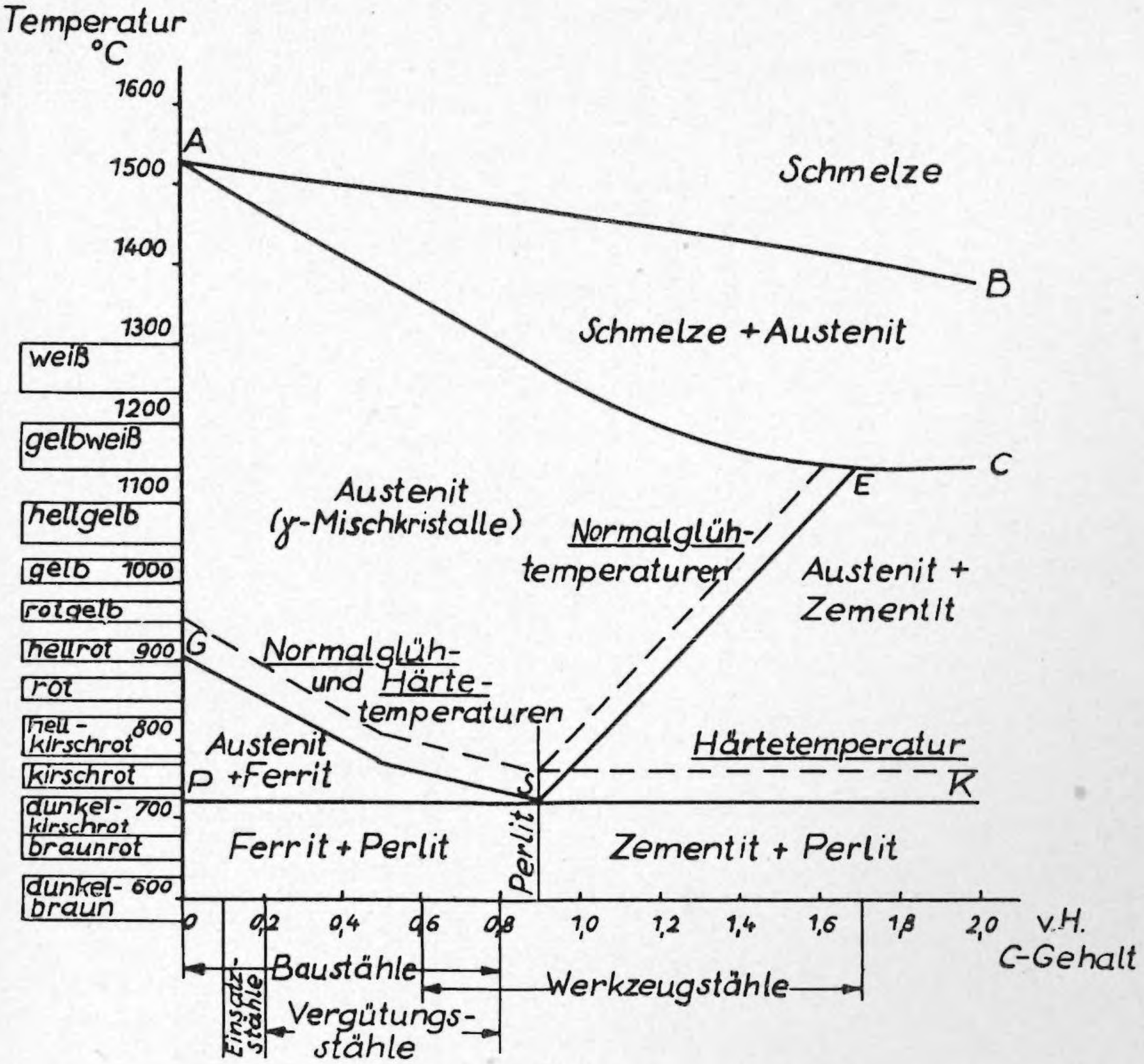

Abb. 1.
Vereinfachtes Eisen=Kohlenstoff=Zustandsschaubild.

Im Schaubild sind in waagerechter Richtung die Gewichtsprozente Kohlenstoff, in senkrechter Richtung die Temperaturen aufgetragen. Um letztere anschaulicher zu gestalten, sind daneben die zugehörigen Glühfarben angeschrieben. Für technische Zwecke eignen sich nur Stähle bis etwa 2% gebundenen C-Gehaltes.

3. Die Linie A B stellt die Schmelzlinie dar, oberhalb der sich der Stahl im schmelzflüssigen Zustand befindet. Der Schmelzpunkt des reinen Eisens bei etwa 1530° wird mit zunehmendem C-Gehalt erniedrigt. Bei 2 % C-Gehalt beträgt der Schmelzpunkt beispielsweise nur noch 1380°.

4. Die Linie A E C bezeichnet die Temperaturen, bei denen der Stahl vollkommen erstarrt ist. Unterhalb diesen Temperaturen befindet er sich in festem Zustand. Die Erstarrungstemperatur wird durch wachsenden C-Gehalt noch stärker beeinflußt als die Schmelztemperatur. Bei 1,7 % C-Gehalt ist die Erstarrung z. B. erst bei 1145° beendet.

5. Im Gebiet, das durch die Linien A G S E A begrenzt ist, bleibt der Kohlenstoff im Eisen vollkommen gelöst, der Stahl besteht demnach aus einer einheitlichen (homogenen) Kristallart, die als γ-Mischkristall oder Austenit bezeichnet wird Die Körner sind vieleckig und weisen vielfach sogenante Zwillingsstreifen auf. Gemäß dem Linienverlauf ist der Austenit normalerweise nur bei Temperaturen oberhalb 720° beständig. Will man ihn auch bei Raumtemperatur erhalten, sind bestimmte Legierungszusätze (Nickel, Chrom, Mangan) erforderlich, um bei der Abkühlung aus dem γ-Gebiet den Zerfall des Austenites zu verhindern.

6. Bei Stählen mit 0,1 bis 0,9 % C-Gehalt scheidet sich unterhalb der Linie G S aus dem Austenit eine neue Kristallart ab, die als Ferrit oder α-Eisen bezeichnet wird. Ferrit ist praktisch reines kohlenstofffreies Eisen. Die Kornformen sind gegenüber dem Austenit etwas unregelmäßiger.

7. Der restliche Austenit reichert sich durch das Ausscheiden des reinen Eisens an Kohlenstoff an, bis zu einem Gehalt von etwa 0,9 % C. (Punkt S in Abb. 1.) Sinkt die Temperatur unter die

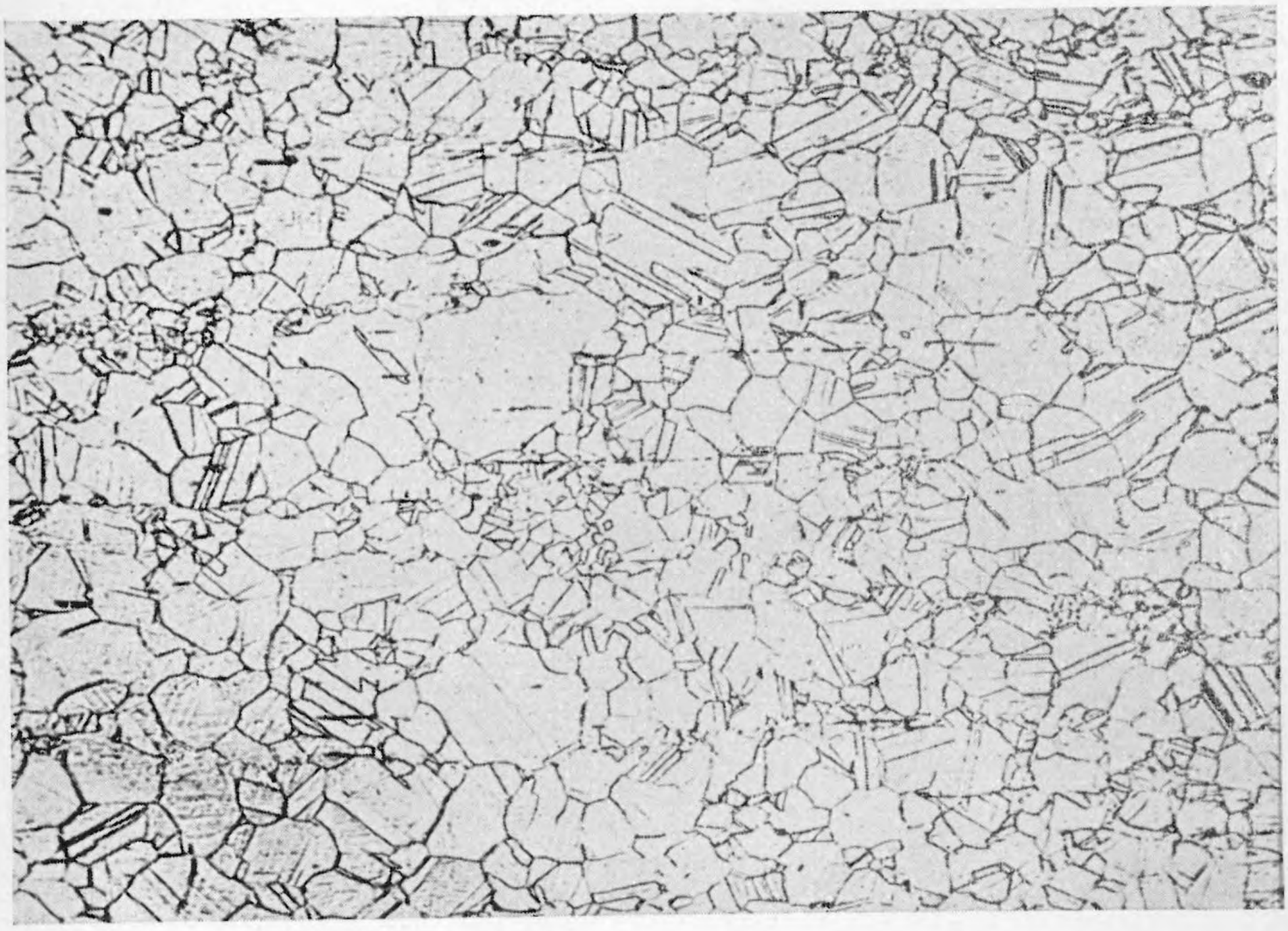

Abb. 2.
Schliffbild eines austenitischen Stahles (V = 100).

Grenze P S K (720°), so zerfällt der dann noch vorhandene Austenit in ein feines eutektikumartiges Gemenge von Ferrit und Eisenkarbid, das als Perlit bezeichnet wird. Perlit besteht also aus dünnen, nebeneinanderliegenden Plättchen (Lamellen) von hellem Ferrit und dunklem Eisenkarbid. Er wird deshalb auch als streifiger oder lamellarer Perlit bezeichnet.

8. Das Eisenkarbid, auch Zementit genannt, ist eine chemische Verbindung zwischen Eisen und Kohlenstoff der Zusammensetzung Fe_3C. Im Gegensatz zum weichen α-Eisen (Ferrit) ist der Zementit hart und spröde.

9. Stahl mit etwa 0,9 % C-Gehalt besteht unterhalb 720° nur aus Perlit.

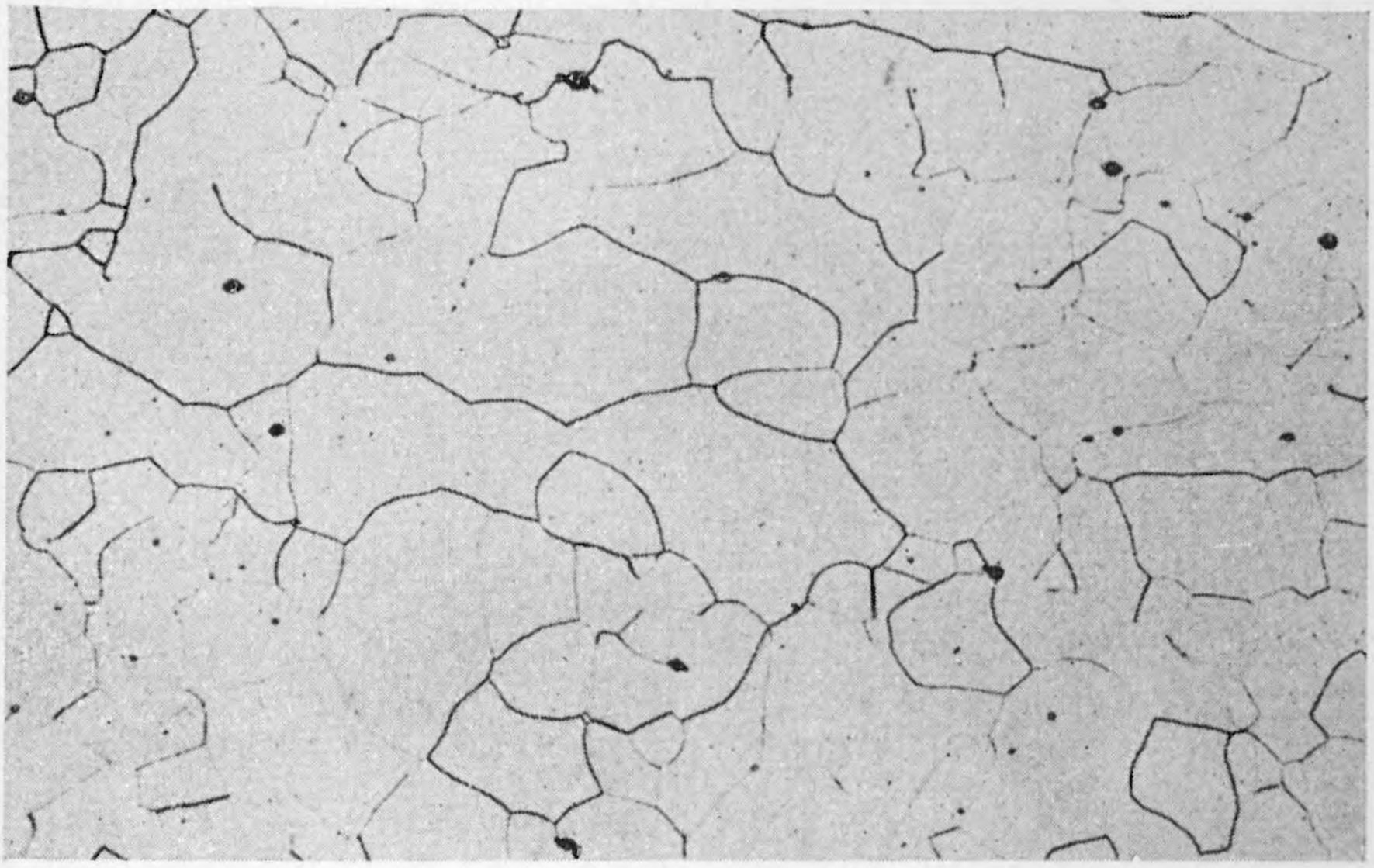

Abb. 3.
Gefügebild eines kohlenstoffreien Stahles. Reiner Ferrit mit vereinzelten Schlackenpunkten.

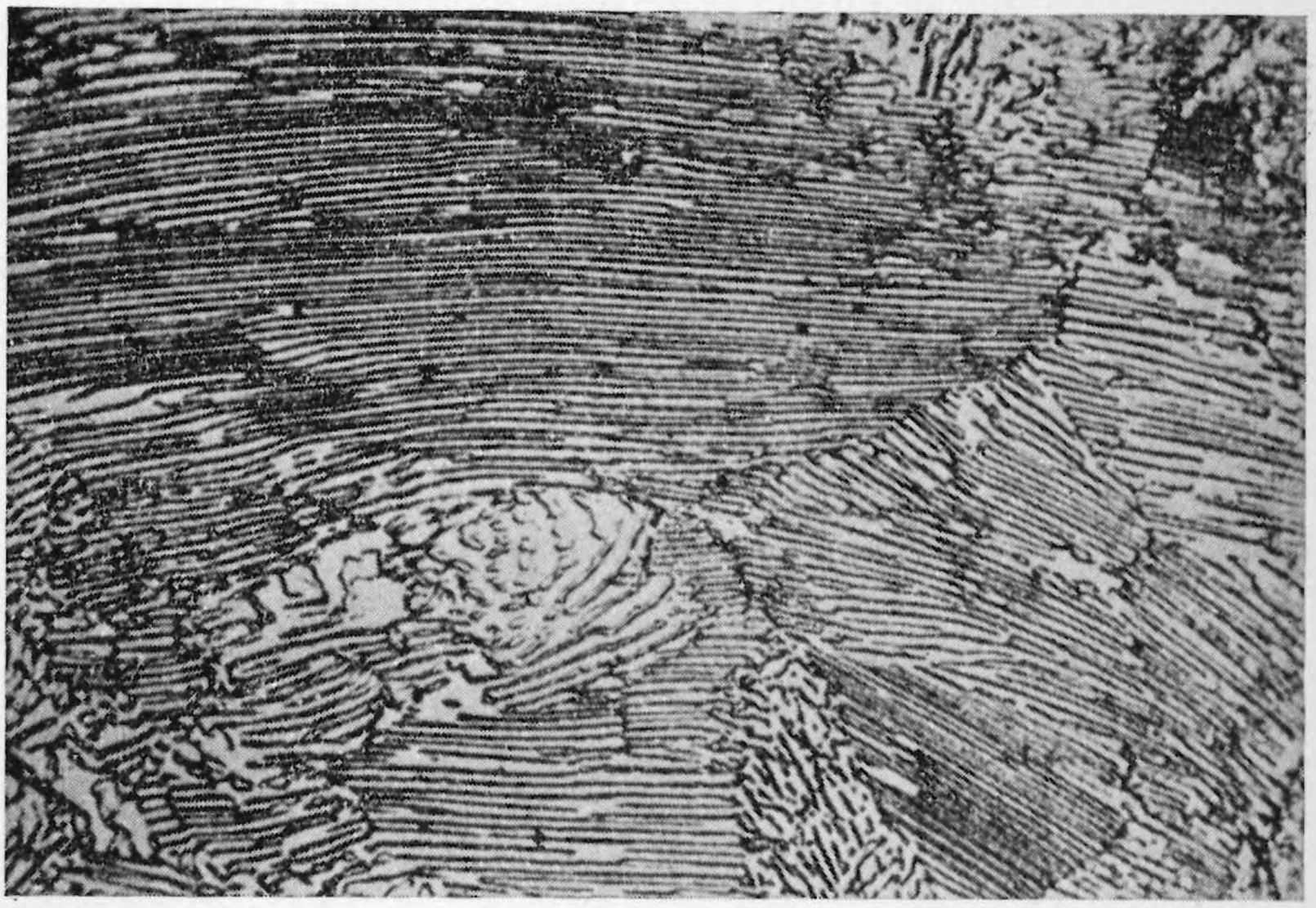

Abb. 4.
Gefügebild eines Stahles mit etwa 0,9 % C. Streifiger Perlit.

10. Bei C-Gehalten von 0,9—1,7 % scheidet sich nach Unterschreitung der Temperaturlinie SE zuerst Zementit ab. Der Austenit verarmt dadurch an Kohlenstoff, bis er schließlich nur noch 0,9 % C enthält. Das Gefüge dieser Stähle besteht deshalb bei Raumtemperatur aus Zementit und Perlit, da der Restaustenit bei 720° gleichfalls in Perlit zerfallen ist.

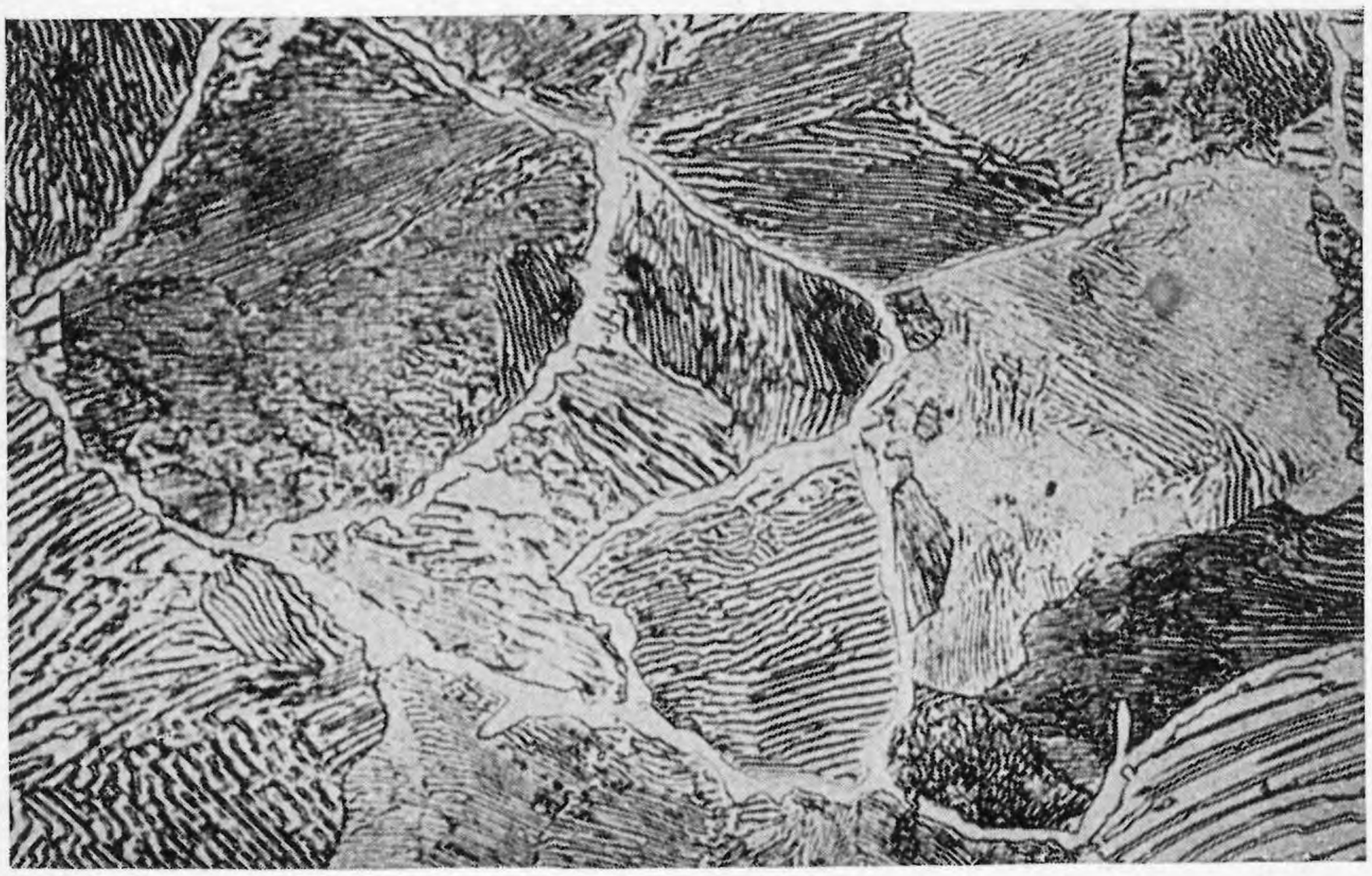

Abb. 5.
Gefügebild eines Stahles mit 1,2 % C. Streifiger Perlit und Korngrenzen-Zementit.

Durch eine besondere Wärmebehandlung läßt sich der Zementit dieser Stähle aus der Plättchenform in eine kugelige Form überführen.

11. Bei Erhitzung spielen sich die Umwandlungsvorgänge in umgekehrter Reihenfolge ab wie bei der Abkühlung. Die Temperaturen, bei denen Gefügeumwandlungen vor sich gehen, werden als Umwandlungspunkte bezeichnet. Die Temperatur (Linie PSK in Abb. 2), bei der der Perlit sich in Austenit umwandelt, heißt unterer Umwandlungspunkt oder A_1-Punkt, die Temperatur, bei der das ganze Gefüge in Austenit umgewandelt ist, nennt man oberen Umwandlungspunkt oder A_3-Punkt (Linie GSE in Abb. 1).

12. Die bisher besprochenen Gefügezustände stellen sich nur bei ganz langsamer Erhitzung bzw. Abkühlung ein.

Bei schnelleren Temperatur-Änderungen durch Abschrecken in einem Kühlmittel stellen sich andere Gefügezustände ein, die im nächsten Abschnitt besprochen werden. (Vgl. WK 35, 5.)

Wärmebehandlung.

1. Unter Wärmebehandlung versteht man eine Erhitzung des Stahles zwecks Beeinflussung seiner Eigenschaften einschließlich der nachfolgenden Abkühlung. Die Geschwindigkeit bei der Abkühlung ist von wesentlichem Einfluß auf die Stahleigenschaften.

2. Die Voraussetzung für die Veränderung der Stahleigenschaften durch Wärmebehandlung ist die bei höheren Temperaturen eintretende Veränderung im Gefügezustand. Man unterscheidet folgende Wärmebehandlungen:

a) Glühen,
b) Härten,
c) Vergüten,
d) Oberflächenhärten.

Glühen.

3. Die Glühbehandlung wird vorgenommen, um den Stahl in den weichen, gut verformbaren und leicht bearbeitbaren Zustand zu überführen. Je nach der Höhe der Glühtemperatur stellen sich verschiedene Gefügezustände ein.

4. Wie in WK 33, 19 ausgeführt, werden die bei der Kaltverformung oder beim raschen Abkühlen von Schmiedetemperatur im Stahl entstandenen Spannungen durch Erwärmung auf Temperaturen über 30° allmählich abgebaut. Die praktisch angewendeten Temperaturen zur Beseitigung der inneren Spannungen liegen zwischen 400 und 600°. Eine Erwärmung in diesem Temperaturbereich bezeichnet man als Spannungsfrei-Glühen. Tritt dabei gleichzeitig eine Veränderung der Kornform ein, so bezeichnet man die Glühung als Rekristallisations-Glühung. Eine Gefüge-Umwandlung tritt dabei noch nicht auf.

5. Bei Glühtemperaturen von etwa 680—700° ändert sich die Ausbildung des lamellaren Perlites. Die einzelnen Zementit-Plättchen ziehen sich zu runden Kügelchen zusammen, die in der ferritischen Grundmasse eingebettet sind. Der Vorgang kann durch Pendel-Glühen beschleunigt werden, das in einem öfteren kurzzeitigen Überschreiten des unteren Umwandlungspunktes (Linie

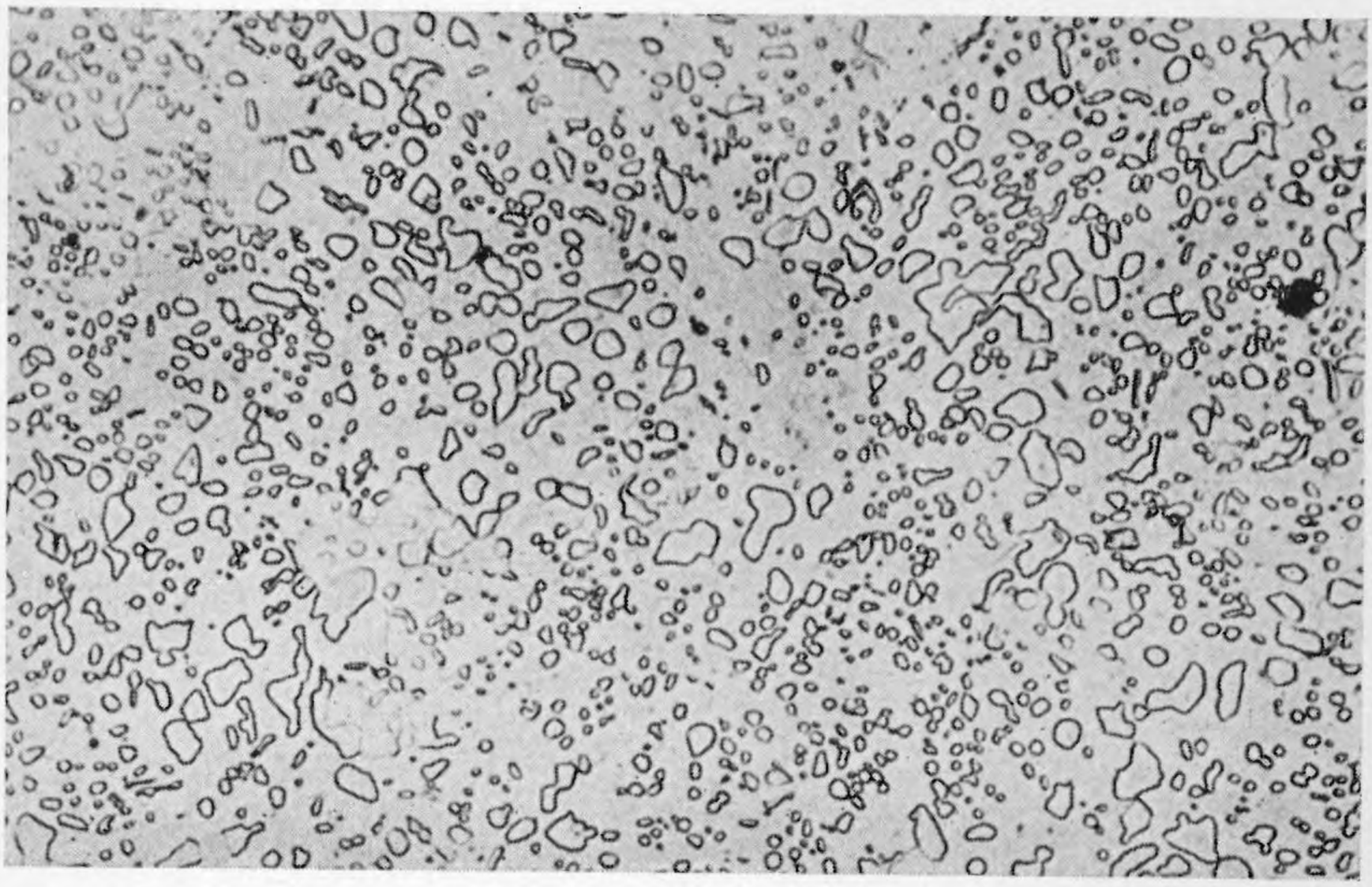

Abb. 1.

Gefügebild eines Stahles mit 1,1 % C. Körniger Perlit und rundlicher Zementit in Ferrit-Grundmasse.

PSK in Abb. 2 WK 34, 1—2) besteht. Da bei dieser Behandlung noch nicht das gesamte Gefüge umgewandelt wird, bleibt die Korngröße im ganzen unverändert. Die Ausbildung des Zementites als rundliche Kügelchen in einer weichen Grundmasse wirkt sich in einer Verbesserung der Verformbarkeit und Schnittbearbeitbarkeit aus, da die Kügelchen der Bearbeitung einen geringeren Widerstand entgegensetzen als die harten Plättchen. Das Weich-Glühen wird hauptsächlich bei harten Werkzeugstählen und legierten Baustählen angewendet.

6. Eine Glühtemperatur oberhalb des oberen Umwandlungspunktes (Linie GSE in Abb. 2 WK 34, 1—2) verändert das Gefüge vollkommen. Ferrit und Perlit ist restlos im Austenit gelöst. Kühlt man den Stahl aus diesem Temperaturgebiet langsam ab, so entstehen bei den Umwandlungstemperaturen ganz neue Körner.

Diese Glühbehandlung bezeichnet man mit Normal-Glühen oder Normalisieren, da sie alle Einflüsse einer vorausgegangenen Warm- oder Kaltverformung beseitigt und den Stahl in einen eindeutigen Gleichgewichtszustand versetzt.

Im normalisierten Zustand kann man z. B. aus dem Perlit-Anteil im Gefüge den Kohlenstoffgehalt unlegierter Stähle ungefähr abschätzen.

Das Verfahren wird benutzt, um grobkörnigen oder sonstwie in ungünstigem Gefügezustand vorliegenden Stahl (vgl. WK 33, 6) feinkörnig zu machen. Um die Gewähr zu erhalten, daß alle Stellen des Werkstückes den Austenit-Zustand erreicht haben, geht man im praktischen Betrieb etwa 30—40° über die Umwandlungstemperaturen GSE (gestrichelte Linie in Abb. 2 WK 34, 1—2). Das Korn wird um so feiner, je dichter die Temperaturen an den Linien GSE liegen, je kürzer die Glühdauer und je rascher die Abkühlung ist.

Auch bei dieser Wärmebehandlung kann man eine kugelige Ausbildung des Zementites erreichen, indem man von der Glühtemperatur rasch auf die Temperatur PSK abkühlt und diese einige Zeit hält.

Härten.

7. Beschleunigt man die Abkühlung des über den oberen Umwandlungspunkt erhitzten Stahles durch Anwendung besonderer Kühlmittel (Wasser, Öl, Preßluft), so stellen sich die bisher beschriebenen Gefügezustände bei den meisten Stählen nicht mehr ein. Die Erhitzung eines Stahles über seinen oberen Umwandlungspunkt mit anschließender schroffer Abkühlung bezeichnet man als Härtung.

übersteigt nämlich die Abkühlungsgeschwindigkeit, d. h. die Temperaturerniedrigung, je sec einen gewissen Wert, so zerfällt der Austenit nicht mehr in Ferrit und Perlit bzw. Zementit und Perlit, sondern es entsteht ein neuer Gefügebestandteil, der Martensit. Der Martensit besitzt eine feinnadelige Struktur und hohe Härte, jedoch nur geringe Zähigkeit.

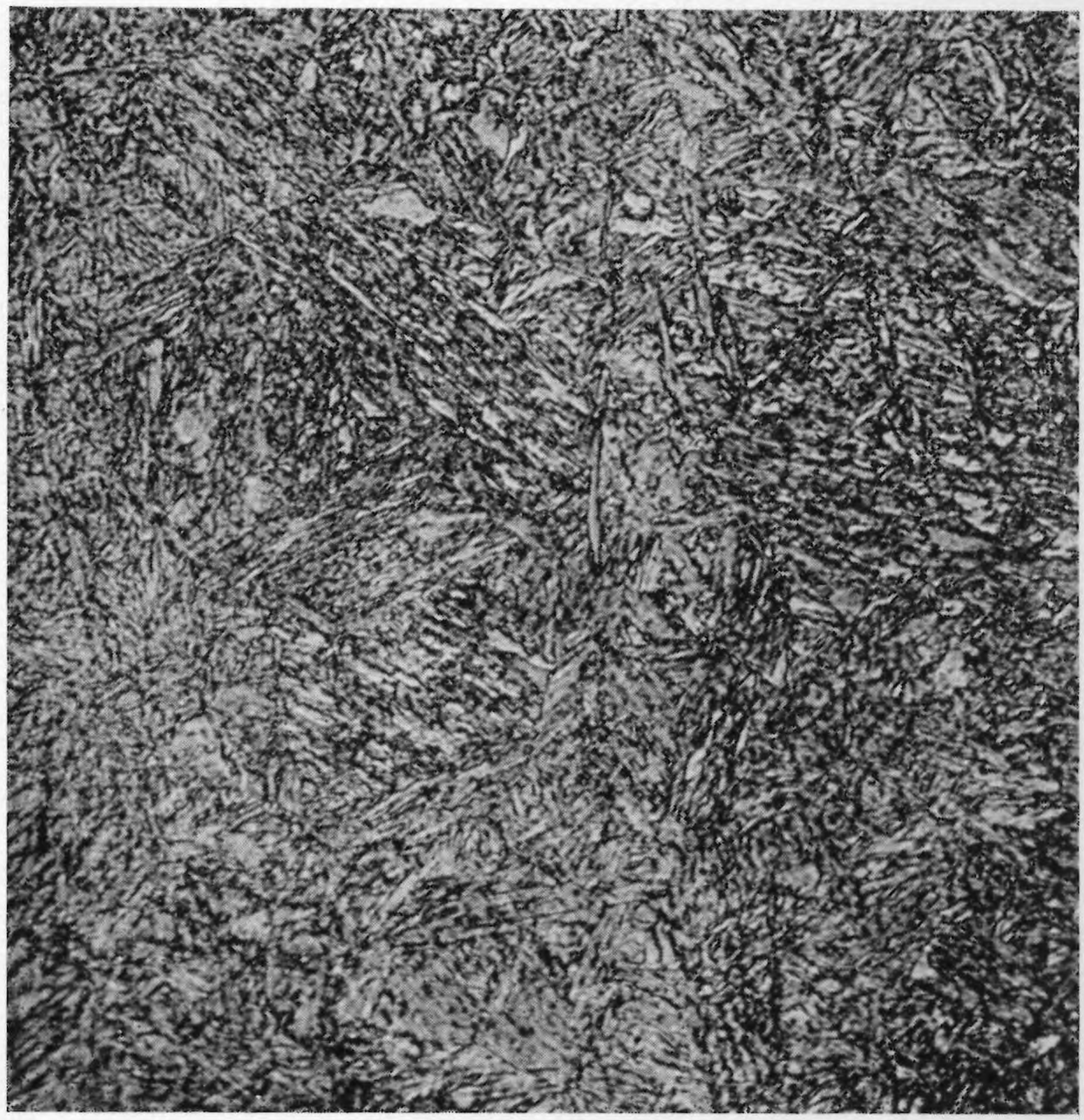

Abb. 2.
Gefügebild eines gehärteten Cr-Ni-Stahles mit nadeligem Martensit.

8. Die zur Härtung notwendige Temperatur ist je nach der Zusammensetzung des Stahles und dem angewandten Kühlmittel verschieden.

Für Stähle mit weniger als 0,9 % C fällt sie mit der Normal-Glühtemperatur zusammen. Unlegierte Werkzeugstähle mit über 0,9 % C werden von 760—800° abgeschreckt. Bei diesen Temperaturen ist nur der Perlit aufgelöst, der Zementit jedoch noch unverändert. Nach dem Abschrecken besteht deshalb das Gefüge aus martensitischer Grundmasse mit eingebetteten harten Zementit-Kügelchen. (Vgl. WK 34, Abb. 2.)

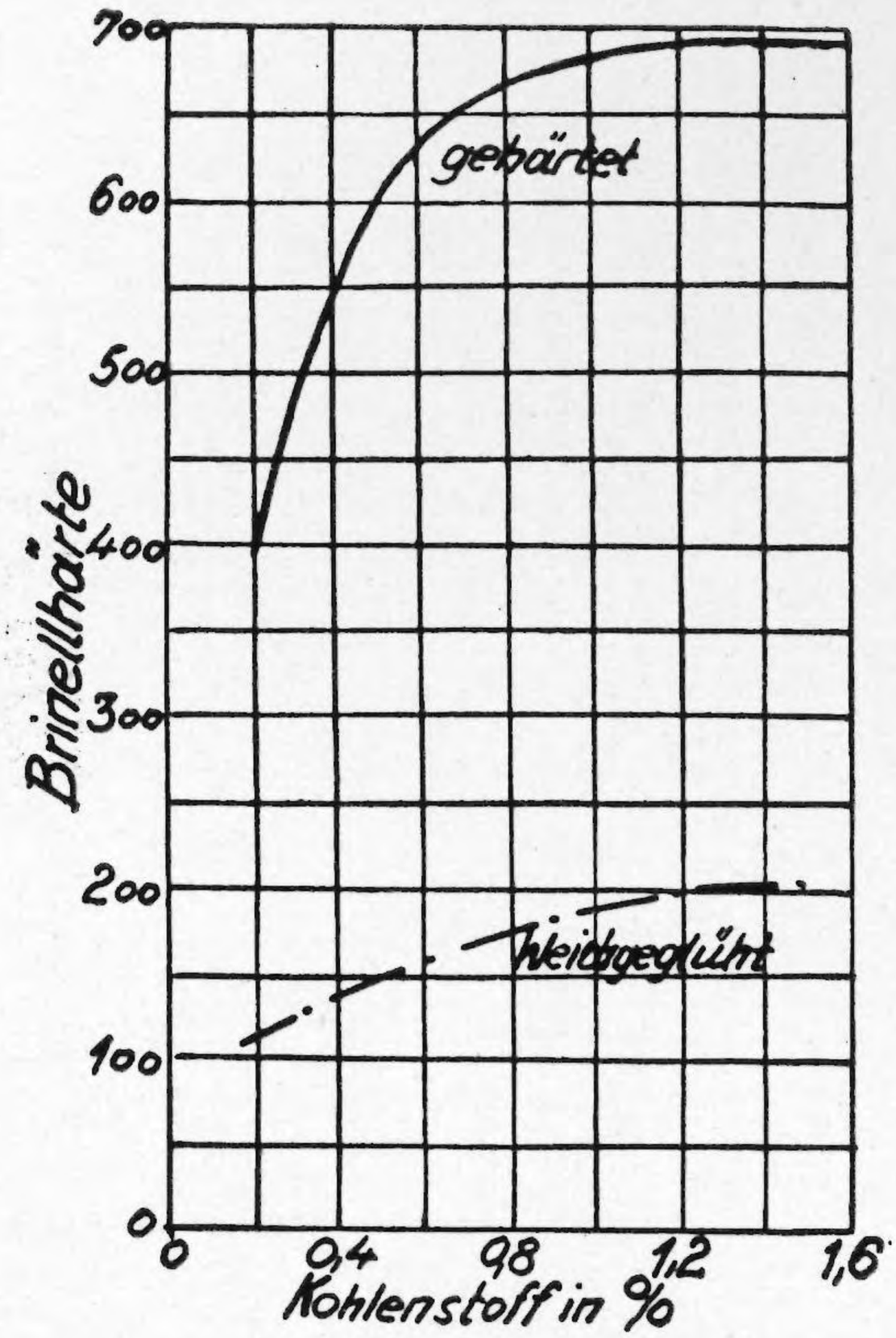

Abb. 3.
Abhängigkeit der Brinellhärte vom Kohlenstoffgehalt bei weichgeglühtem und gehärtetem Stahl.

Die Härte des Martensites steigt mit zunehmendem C-Gehalt. Die Steigerung ist jedoch viel stärker als das Anwachsen der Härte im weichgeglühten Zustand. Es ist deshalb zweckmäßiger, eine hohe Härte und damit Verschleißfestigkeit durch eine

Wärmebehandlung herzustellen, als einen Stahl höheren Kohlenstoffgehaltes im geglühten Zustand zu verwenden. Die in Stählen mit über 0,9 % C vorhandenen Zementit-Körner erhöhen die Härte nur noch wenig, doch verbessern sie die Schneidhaltigkeit der Werkzeugstähle.

9. Eine Sonderstellung nehmen die Schnellarbeitsstähle ein. Durch Zusätze von hochschmelzenden Elementen (Wolfram, Chrom, Vanadium, Molybdän, Kobalt) bleibt die hohe Härte dieser Stähle bis zu Temperaturen über 500° erhalten. Sie eignen sich aus diesem Grunde für Werkzeuge, mit denen schwer bearbeitbare Werkstoffe spanabhebend bearbeitet werden sollen.

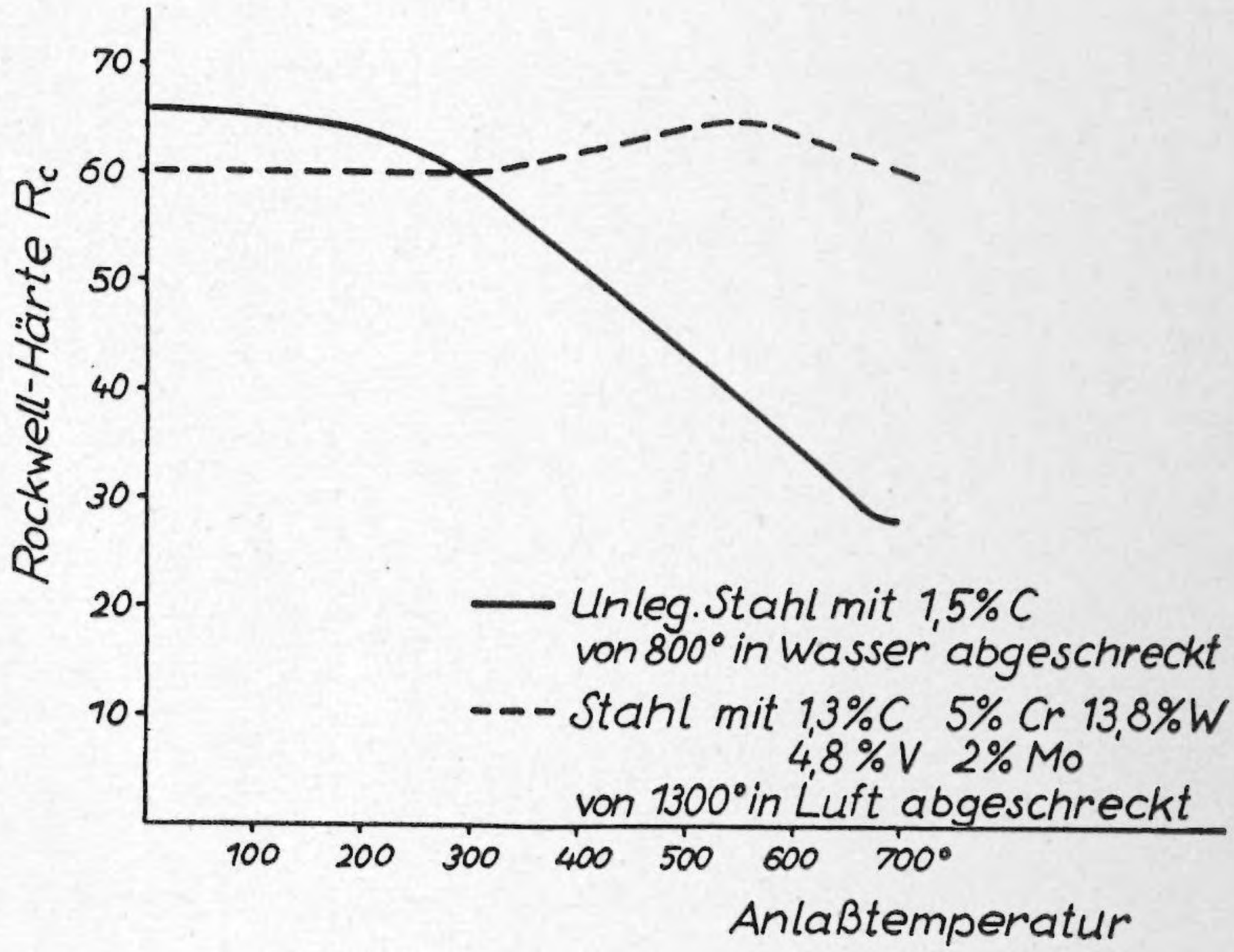

Abb. 4.

Abhängigkeit der Rockwell-Härte bei einem gehärteten Stahl mit 1,5 % C und einem gehärteten Schnellarbeitsstahl von der Anlaßtemperatur.

Die Härtung dieser Stähle erfolgt aus dem Austenit-Gebiet bei Temperaturen zwischen 1100 und 1300° in Öl oder Preßluft. Nach dem Abschrecken befindet sich wegen der hohen Legierungszusätze ein Teil des Gefüges noch im austenitischen Zustand. Durch Anlassen auf 500—550° wandelt sich dieser weiche Restaustenit in harten Martensit um. Im Gegensatz zu der bei den normalen Stählen beobachteten Härteabnahme tritt bei diesen Stählen durch die Anlaßbehandlung also eine Steigerung der Härte ein (Abb. 4).

10. Die Abkühlungsgeschwindigkeit, die mindestens erforderlich ist, um eine Härtung zu erzielen, heißt kritische Abkühlungsgeschwindigkeit. Ihre Größe ist abhängig von der Zusammensetzung des Stahles.

Bei unlegierten Stählen mit weniger als 0,3 % C-Gehalt liegt die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit so hoch, daß nur in ganz dünnen Querschnitten und bei schroffster Abkühlung eine Härtung eintritt. Auch bei höherem C-Gehalt wird eine Härtung nur bei Wasserabschreckung in den Randschichten der Teile erreicht.

Dickwandigere Stücke aus unlegiertem Stahl härten nicht mehr vollständig durch, da die Abkühlungsgeschwindigkeit wegen der geringen Wärmeleitfähigkeit des Stahles nach dem Kern zu abnimmt. Zum Beispiel beträgt die größte noch durchhärtbare Wanddicke bei Stahl mit 0,6 % C etwa 40 mm.

Je höher die Abkühlungsgeschwindigkeit, desto größer sind aber auch die beim Härten entstehenden inneren Spannungen. Mit der Höhe der Spannungen wächst die Gefahr der Bildung von Härterissen. Dadurch wird die zulässige Abkühlungsgeschwindigkeit nach oben begrenzt. Um dickere Stücke oder Teile verwickelterer Form rißfrei härten zu können, verwendet man legierte Stähle. Die Legierungszusätze setzen die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bedeutend herab, so daß auch mit milderen Kühlmitteln (Öl oder Luft) eine Durchhärtung erreicht wird.

11. Die im gehärteten Stahl vorhandenen inneren Spannungen machen ihn wegen stoßweise Beanspruchungen empfindlich (Glas-

härte). Außerdem tritt mit der Zeit eine Auslösung der Spannungen ein, die zum Verziehen, mitunter sogar zum Reißen der Teile, führt. Zwecks Verminderung der inneren Spannungen läßt man die gehärteten Stücke unmittelbar nach dem Härten an, d. h. man erwärmt sie vorsichtig auf Temperaturen von 100—300°. Dadurch wird die Härte noch nicht herabgesetzt, jedoch die Spannungen merklich vermindert.

Vergüten.

12. Unter Vergüten versteht man eine Härtebehandlung mit anschließender Erwärmung auf Temperaturen über 300°. Durch diese mit „Anlassen" bezeichnete Erwärmung gehen

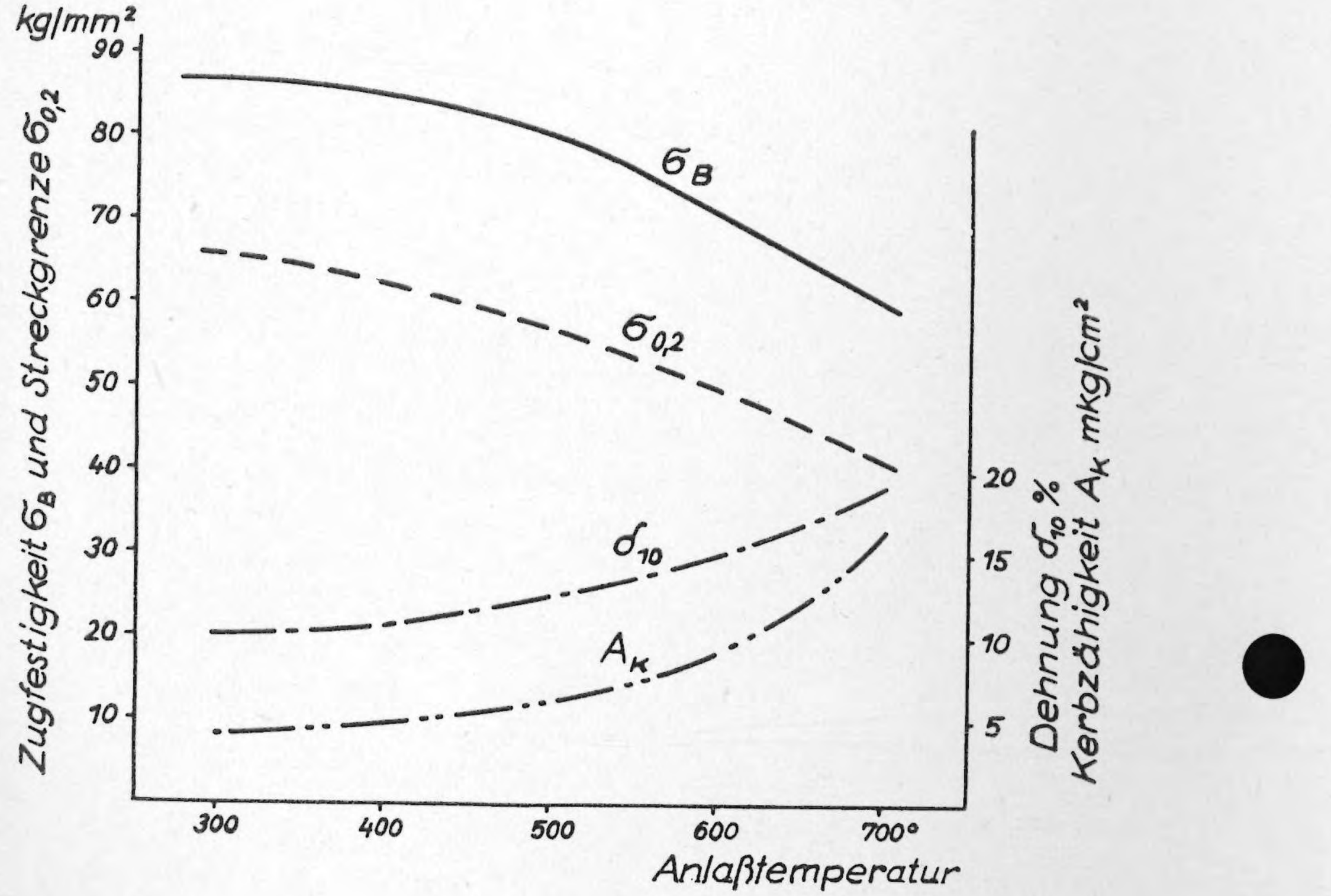

Abb. 5.
Vergütungsschaubild eines Stahles mit 0,35 % C.

zwar Härte, Schreckgrenze und Festigkeit zurück, gleichzeitig steigen jedoch Dehnung und Kerbzähigkeit.

Die Veränderungen der Eigenschaften sind um so größer, je höher die Anlaßtemperatur und -dauer ist. Die praktisch angewendeten Anlaßtemperaturen liegen zwischen 400 und 650°, die Dauer richtet sich nach der Größe des Stückes. Durch Anlassen bei verschiedenen Temperaturen können die Stahleigenschaften in weiten Grenzen verändert werden.

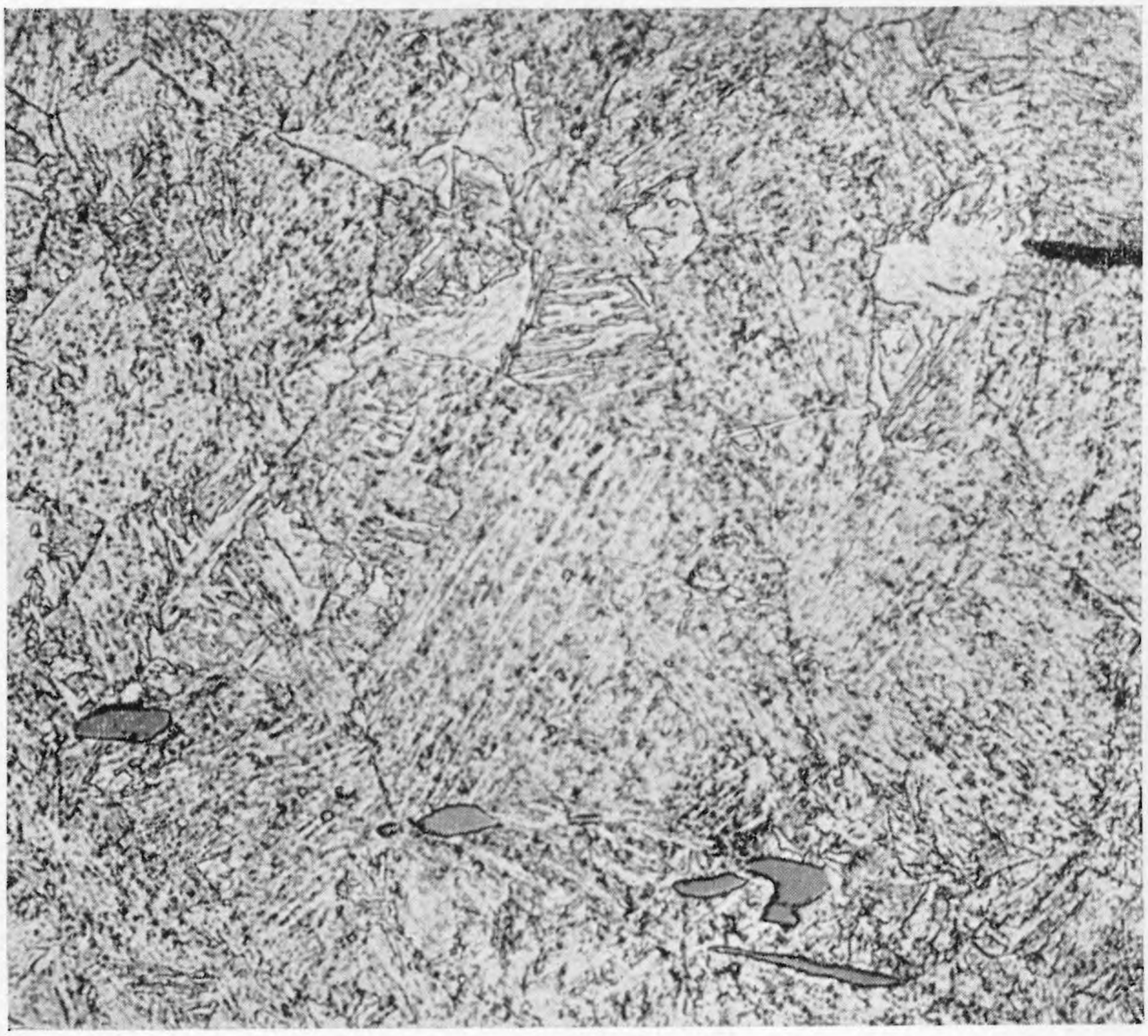

Abb. 6.
Gefügebild eines vergüteten Cr-Mo-Stahles. Anlaß-Sorbit und einzelne Schlackeneinschlüsse.

13. Die Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften von der Anlaßtemperatur ist aus dem Vergütungs-Schaubild zu ersehen. über der Anlaßtemperatur sind in senkrechter Richtung die zugehörigen Festigkeitseigenschaften aufgetragen. Je nach der Zusammensetzung des Stahles verlaufen die Kurven steiler oder flacher.

Die Durchvergütung eines Stahles in dickeren Querschnitten läßt sich gleichfalls aus dem Vergütungsschaubild ersehen, wenn man die im Kern erreichten Festigkeitswerte neben denen der Außenschicht aufträgt.

Abb. 7.
Gefügebild eines Stahles mit 0,6 % C. Abschreck-Sorbit (dichtstreifiger Perlit).

14. Die Eigenschaftsänderungen durch Anlassen sind mit Gefügeänderungen verbunden. Bei hohen Anlaßtemperaturen verschwindet allmählich die nadelige Struktur des Martensites und es entsteht ein Gefüge, das mit Anlaß-Sorbit bezeichnet wird. Es besteht aus äußerst fein verteilten Zementit-Kügelchen in einer ferritischen Grundmasse.

15. Zu den Vergütungsverfahren ist auch das Patentieren zu rechnen. Es besteht in einem Erhitzen des Stahles auf Härte-Temperatur und Abschrecken in flüssigem Blei (450—550°). Dabei

entsteht ein sehr feinstreifiger Perlit, der auch als Abschreck-Sorbit bezeichnet wird. Der bei der langsameren Abkühlung auf den Korngrenzen ausgeschiedene Ferrit bildet ein sogenanntes Netzwerk.

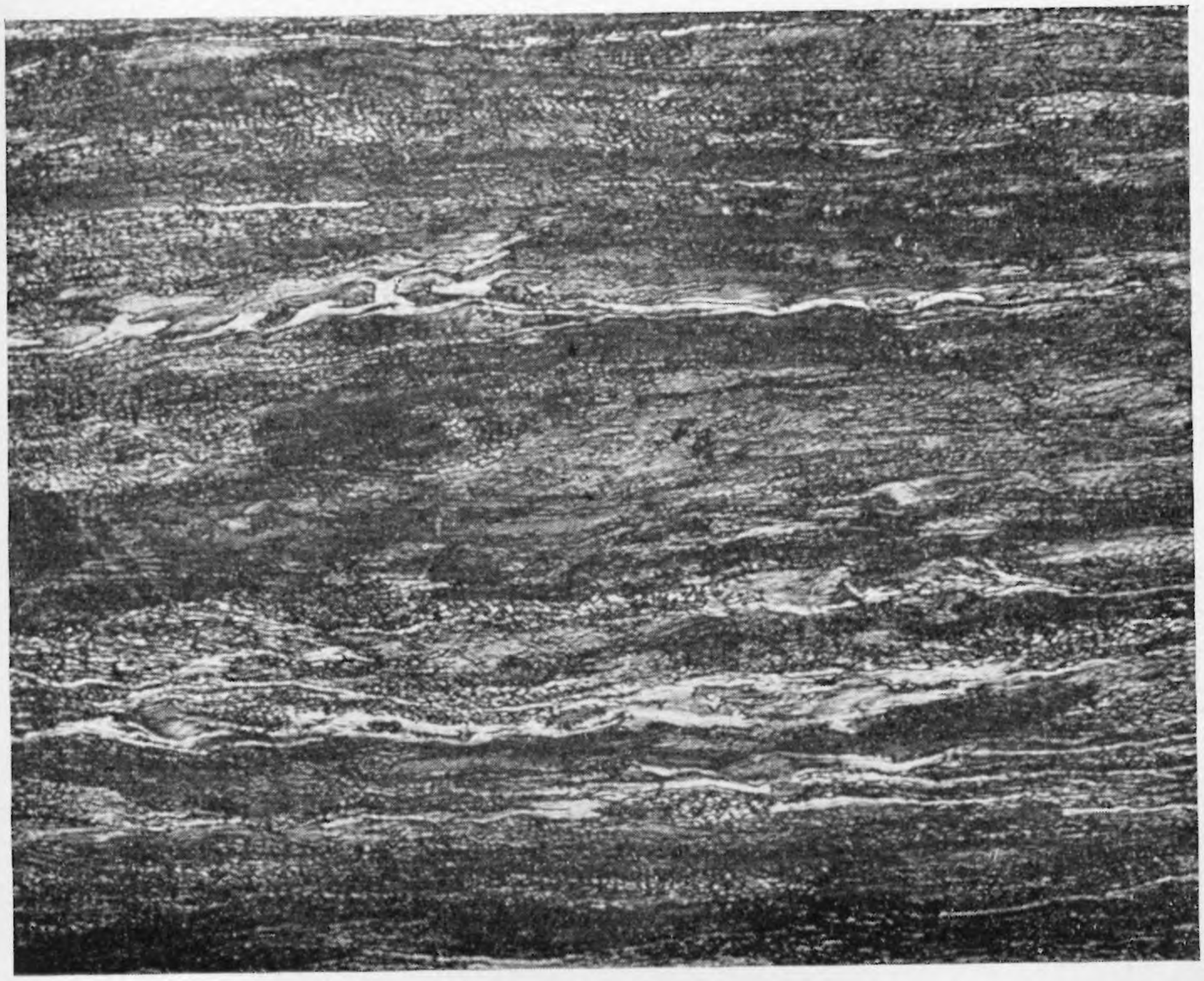

Abb. 8.
Gefügebild des Stahles von Abb. 81 nach Kaltverformung.

Dieser Gefügezustand verbindet gute Festigkeit mit hoher Zähigkeit und eignet sich als Ausgangszustand für eine anschließende Kaltverformung des Werkstoffes durch Walzen oder Ziehen. Die damit verbundene Kaltverfestigung läßt in dünnwandigen Querschnitten sehr hohe Festigkeitswerte zu (vgl. Stahl IV in Tafel 3). Nach diesem Verfahren werden Verspannungsdrähte, Einzeldrähte für Drahtseile, dünne Bänder für Halterungen u. dgl. hergestellt. Das Gefüge besteht nach der Kaltverformung aus sehr stark gestreckten Körnern, die vielfach kaum noch voneinander zu unterscheiden sind.

Oberflächenhärten.

16. Eine hohe Härte ist bei den meisten Bauteilen nur an bestimmten, auf Verschleiß beanspruchten Stellen notwendig. Die mit hoher Härte verbundene Sprödigkeit ist vielfach sogar schädlich. Aus diesem Grunde härtet man derartige Teile, z. B. Kurbelwellen, nicht im ganzen, sondern nur an der Oberfläche der Zapfen, wo eine rollende oder gleitende Bewegung stattfindet. Der Kern der Zapfen und die Wangen sollen in zähvergütetem Zustand verbleiben.

17. Diesen Zustand erreicht man durch Oberflächenhärtung. Je nach der Stahlzusammensetzung wendet man dabei verschiedene Verfahren an.

18. Einfach in der Handhabung ist die Oberflächenhärtung nach dem Krupp-Hartlager-Verfahren oder dem Doppelduro-Verfahren. Die vorher vergüteten Bauteile werden mit besonderen Autogen-Brennern (ähnlich den Schweißbrennern) an den zu härtenden Stellen erhitzt und sofort anschließend durch Wasserstrahlen abgeschreckt. Die erzielbare Oberflächenhärte sowie die Härtetiefe hängen von der Zusammensetzung des Stahles und den Behandlungsbedingungen ab. Bei komplizierten Bauteilen, wie z. B. Kurbelwellen von Reihenmotoren, sollen die auftretenden Härtespannungen bei diesem Verfahren niedriger sein als beim Abschrecken des ganzen Stückes aus dem Einsatz.

19. Vielfach wird die sogenannte Einsatzhärtung ausgeführt. Sie eignet sich hauptsächlich für Massenteile, die aus Stählen geringen C-Gehaltes, sog. Einsatzstählen, hergestellt sind. In einem kohlenstoffabgebenden Mittel werden sie in luftdichten Kästen längere Zeit geglüht. Dabei wandert der Kohlenstoff von außen in die Randschichten ein und erhöht so den C-Gehalt an dieser Stelle. Man bezeichnet dies als Aufkohlung. Auf dem Wege der Diffusion gelangt der eingewanderte Kohlenstoff allmählich auch in tiefere Schichten, so daß der Kohlenstoffgehalt nach der Tiefe zu abnimmt.

Zur Aufkohlung, auch Zementation genannt, können feste (Kohlungspulver), flüssige (Salzbäder) oder gasförmige

(Leuchtgas) Mittel verwendet werden. Die beiden letztgenannten eignen sich hauptsächlich für kleinere Teile mit verhältnismäßig dünnen Einsatzschichten.

Die Einsatztemperatur liegt bei 850—880°. Sie wird möglichst hoch gewählt, um die Einwanderung des Kohlenstoffs zu beschleunigen, andererseits ist sie nach oben begrenzt durch die Überkohlungsgefahr und eine etwa auftretende Kornvergröberung. Die Oberfläche der Einsatzschicht soll etwa 1% C-Gehalt aufweisen. Bei höherem C-Gehalt bildet sich auf den Korngrenzen leicht freier Zementit, der zur Versprödung der Schicht führt und ein Abblättern oder Ausbröckeln der Randschicht verursachen kann.

Die Stellen, wo keine Aufkohlung stattfinden soll, werden durch eine galvanisch aufgebrachte dünne Kupferschicht abgedeckt.

Die Härtung der eingesetzten Teile kann entweder direkt aus dem Einsatz erfolgen, indem man die Stücke im Ofen auf etwa 760° abkühlen läßt und dann abschreckt. Dabei bleibt jedoch der Werkstoff ziemlich grobkörnig.

Feinkörnigeren Kern-Werkstoff erhält man, wenn man die Teile nach dem Einsetzen langsam erkalten läßt, sie anschließend auf Normal-Glühtemperatur des Kern-Werkstoffes zwecks Rückfeinung des Kornes erhitzt und abschreckt, um den Kern zu vergüten. Danach wird das Stück nochmals kurz auf die niedrigere Härtetemperatur des Randwerkstoffes erhitzt und endgültig abgeschreckt. Man bezeichnet dies als Doppelhärtung.

Bei Teilen, die zum Verziehen neigen, kann man die Doppelhärtung nicht anwenden, man vergütet sie deshalb lediglich von der Härtetemperatur des Kern-Werkstoffes.

Zur Beseitigung der Härtespannungen in den einsatzgehärteten Stücken werden diese auf 100—300° angelassen.

20. Statt des Kohlenstoffes kann auch Stickstoff zur Steigerung der Oberflächen benutzt werden. Man bezeichnet dieses Härte-Verfahren als Nitrieren.

Die Härtesteigerung beim Nitrieren beruht auf der Bildung von chemischen Verbindungen zwischen Stickstoff und Eisen bzw. einzelnen Legierungselementen. Diese sogen. Nitride sind außerordentlich hart und verschleißfest.

Das Nitrieren geschieht durch Erhitzen des Stahles in einer Ammoniak-Atmosphäre bei etwa 550°. Dabei zersetzt sich das Ammoniak-Gas an der glühenden Stahloberfläche und der freiwerdende Stickstoff wandert in den Stahl ein. Ein Einwanderung vollzieht sich nur ganz allmählich und erreicht nur wenige Zehntel Millimeter Tiefe.

Für das Nitrieren eignen sich nur Sonderstähle mit Zusätzen von Aluminium, Chrom, Molybdän und Vanadium.

Das Nitrieren kann am fertig vergüteten Stück vorgenommen werden, da keine Gefahr des Reißens oder Verziehens bei der niedrigen Nitriertemperatur besteht. Um ein Eindrücken der dünnen Nitrierschicht unter hohen örtlichen Belastungen zu vermeiden, muß der Kern verhältnismäßig hoch vergütet werden. Ein Abschrecken nach dem Nitrieren ist nicht erforderlich, deshalb können auch keine Abschreckspannungen im nitrierten Stück auftreten.

Die Nitrierschicht ist bis 500° beständig. Bei höheren Temperaturen wandert der Stickstoff allmählich wieder aus dem Stahl heraus, die harten Nitride zerfallen und die Härte sinkt ab.

21. Ein besonderer Vorteil sowohl der Einsatzhärtung wie der Nitrierhärtung ist die Steigerung der Dauerhaltbarkeit. Durch den eingewanderten Kohlenstoff bzw. Stickstoff tritt eine Volumenvergrößerung in den Randschichten ein, die Druckspannungen herbeiführt. Die Folge davon ist eine hohe Unempfindlichkeit gegen Kerben und Korrosionsangriff.

Fehler bei der Wärmebehandlung.

1. Durch unsachgemäße Wärmebehandlung werden die Stahleigenschaften verschlechtert. Die Ursache kann verschieden sein:

ungünstige Glühtemperatur,
ungleichmäßige bzw. falsche Erhitzungs- und Abkühlungsgeschwindigkeit,
unzweckmäßige Glühdauer,
Veränderung der Stahl-Zusammensetzung in der Randschicht.

2. Zu niedrige Glühtemperatur verhindert eine vollständige Umbildung des Gefüges, d. h. Korngröße und Anordnung des

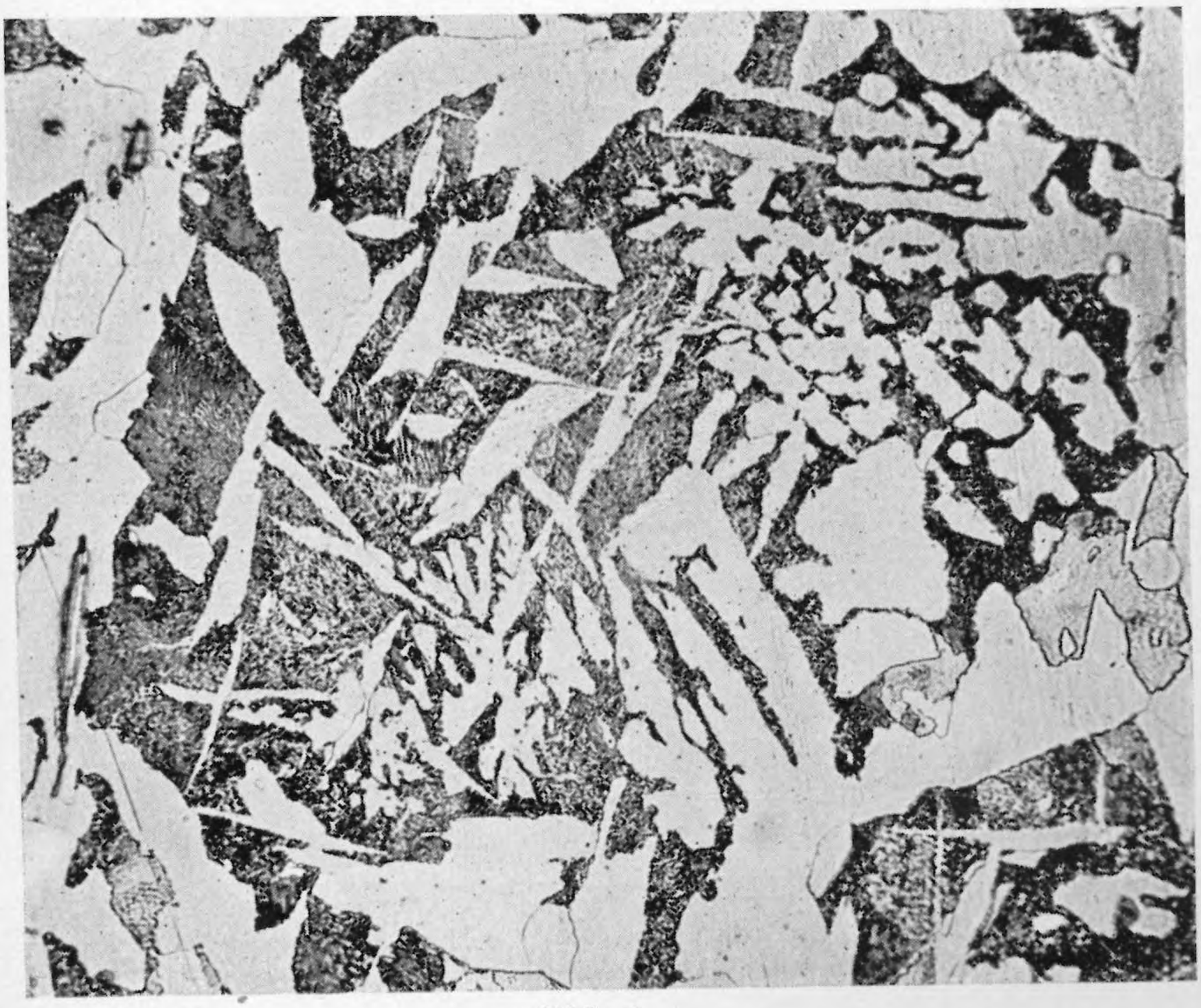

Abb. 1.
Gefügebild eines Stahles mit 0,45 % C. Der Werkstoff wurde bei zu niedriger Temperatur geglüht.

Ferrites bleibt unverändert. Bedenklich ist eine zu niedrige Glühtemperatur bei schwach kaltverformtem Stahl, da dann durch Rekristallisation leicht Grobkornbildung eintritt (siehe WK 33, 19). Glühen zwischen dem unteren und dem oberen Umwandlungspunkt (Bereich GOSP in Abb. 2 WK 34, 1 . . . 2) führt

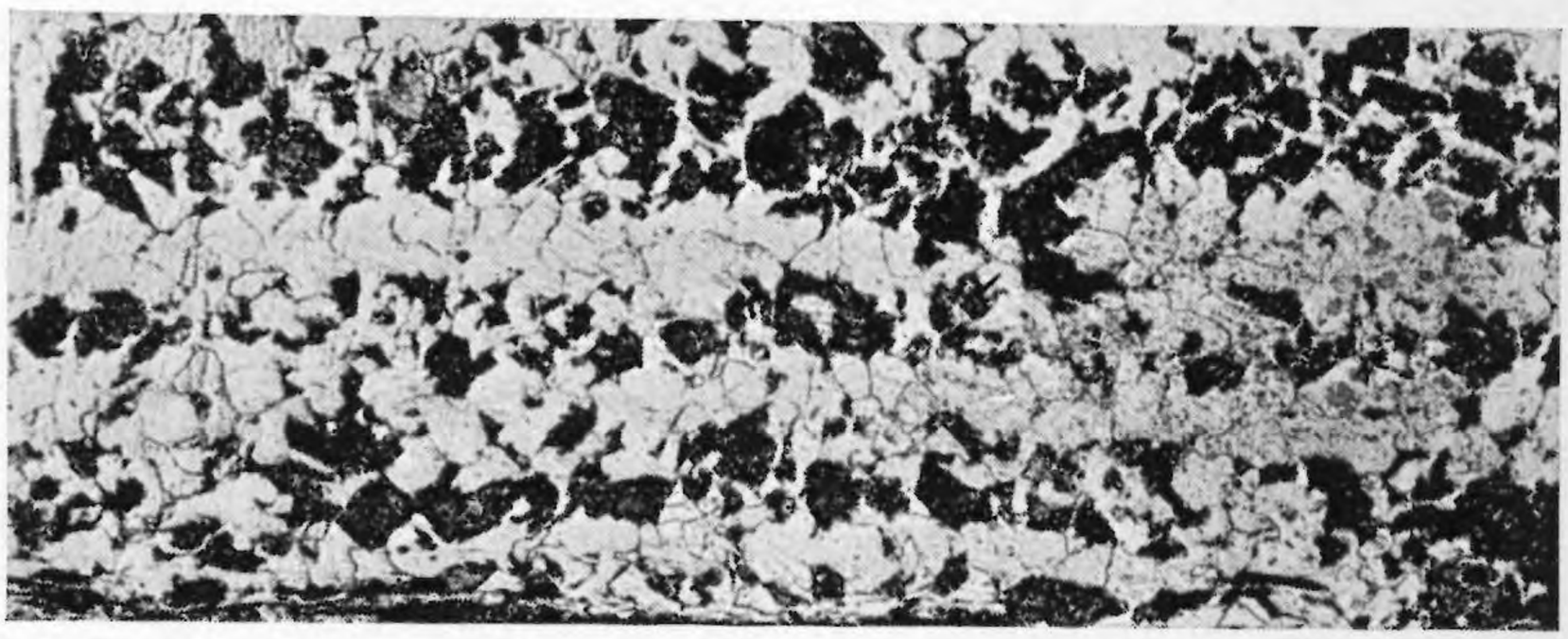

Abb. 2.
Zeilenstruktur in einem Stahl mit 0,45 % C.

häufig zu einer zeilenförmigen Anordnung von Kerrit und Perlit (Zeilenstruktur). Dadurch wird die Festigkeit in Querrichtung vermindert.

An gehärteten oder vergüteten Stählen wirkt sich eine Unterschreitung der notwendigen Härtetemperatur noch ungünstiger aus. Die nicht gelösten Ferritkörner sind weiche Stellen im Gefüge und beeinträchtigen Härte, Verschleißwiderstand, Festigkeit und Zähigkeit.

Besonders bei legierten Werkzeugstählen (Schnellarbeitsstählen) ist auf genaue Einhaltung der vorgeschriebenen Härtetemperatur zu achten, da nur dann die Stähle ihre volle Leistungsfähigkeit erhalten.

3. Zu hohe Glühtemperaturen (überhitzen) führen zur Grobkornbildung und dadurch ebenfalls zur Herabsetzung der Zähigkeit. Sehr starke Überschreitung der Glühtemperatur führt unter Umständen zu einem Gefüge, das dem von ungeglühtem Stahlguß ähnelt (siehe Abb. 3 WK 33). Außerdem treten bei hohen Temperaturen leicht Veränderungen in der Zusam-

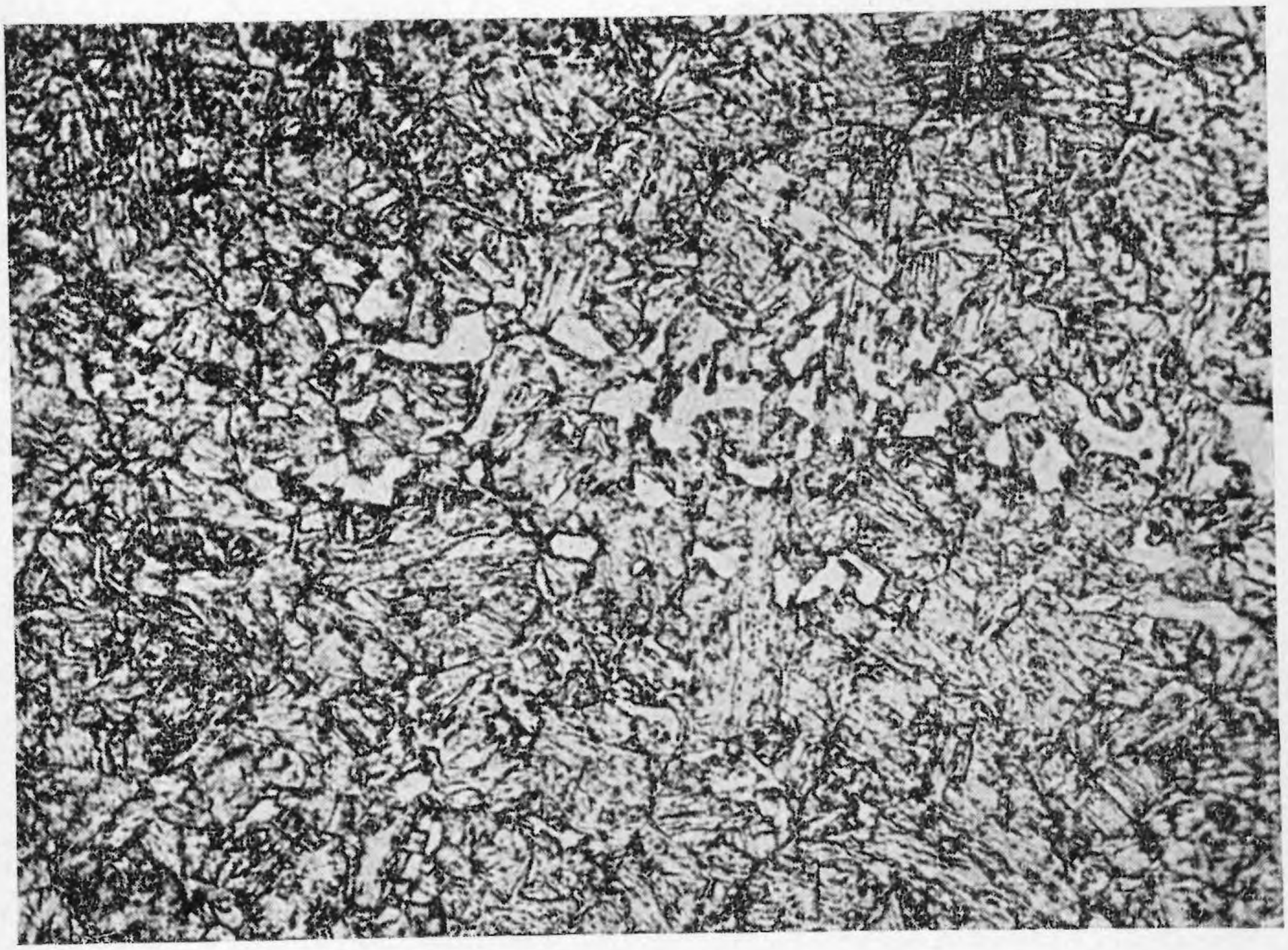

Abb. 3.
Gefügebild eines bei zu tiefer Temperatur vergüteten Stahles. Ferritkörner in sorbitischer Grundmasse.

mensetzung des Stahles ein, die später besprochen werden. Überhitzter Stahl kann durch nachträgliches richtiges Glühen wieder in den feinkörnigen, zähen Zustand übergeführt werden.

4. Zu hohe Härtetemperaturen in Verbindung mit schroffer Abschreckung ergeben eine grobnadelige Martensit-Struktur, die auch nach dem Anlassen spröder bleibt als ein richtig gehärtetes feinnadeliges Gefüge.

Infolge der hohen inneren Spannungen, die in einem überhitzt gehärteten Stahl vorhanden sind, besteht die Gefahr von Härterissen. Die Härterisse verlaufen längs der Korngrenzen, sie sind mitunter so fein, daß sie mit bloßem Auge kaum erkennbar sind. Zum Nachweis benutzt man deshalb das magnetische Prüfverfahren (siehe WK 26, 5). Die feinen Risse wirken als sehr

scharfe Kerben und beeinträchtigen sowohl die Zähigkeit wie die Dauerfestigkeit in erheblichem Maße.

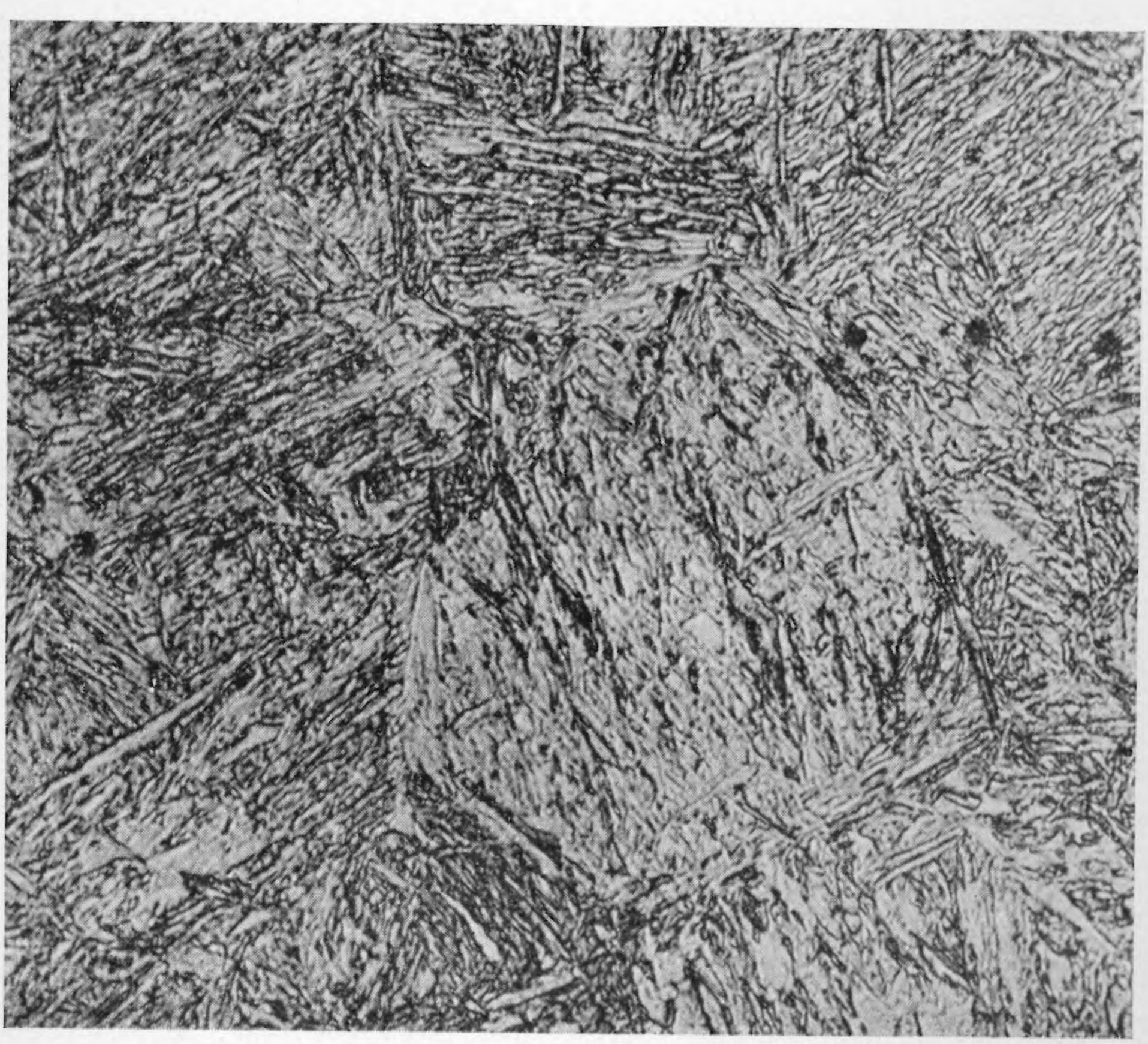

Abb. 4.
Gefügebild eines überhitzt gehärteten Cr-Mo-Stahles. Grobnadeliger Martensit.

5. Risse können auch durch rasches oder ungleichmäßiges Erhitzen auf Glüh- oder Härtetemperaturen entstehen. Besonders legierte Stähle, die eine geringe Wärmeleitfähigkeit besitzen, müssen langsam und gleichmäßig auf Temperaturen über dem unteren Umwandlungspunkt erwärmt werden. Die weitere Erhitzung auf Härtetemperatur muß rasch erfolgen, um eine Entkohlung der Randschicht zu vermeiden.

Zu schroffes Abschrecken (z. B. Abschrecken eines lufthärtenden Stahles in Wasser) führt gleichfalls zu Härterissen.

Eine Unterschreitung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit hat zur Folge, daß die volle Härte im Stahl nicht erreicht wird. Wird das Gebiet zwischen dem oberen und unteren Umwandlungspunkt zu langsam durchlaufen, so scheidet sich bei Stählen unter 0,9 % C Ferrit, bei Stählen mit über 0,9 % C Zementit als Netzwerk auf den Korngrenzen ab. In beiden Fällen wird dadurch die Zähigkeit des Stahles verschlechtert. Freier Korngrenzen-Zementit bei Einsatz- oder Werkzeug-Stählen kann durch kurzzeitiges Erhitzen über die Linie S E (Abb. 2 WK 34, 1...2) sowie rasches Abschrecken zum Verschwinden gebracht werden.

Eine örtliche Verminderung der Abkühlungsgeschwindigkeit durch Ansetzen von Dampfblasen an einspringenden Ecken führt zu weichen Flecken in der Oberfläche. Durch lebhafte Bewegung des Stückes in der Kühlflüssigkeit können sie meistens vermieden werden.

Mit Mangan oder Nickel legierte Stähle neigen bei langsamer Abkühlung von Temperaturen zwischen 450 und 600° zur Versprödung. Man bezeichnet diese Erscheinung als Anlaßsprödigkeit. Durch rasche Abkühlung von Anlaßtemperatur ebenso durch Zusätze von Molybdän kann sie beseitigt werden.

6. Die Glühdauer richtet sich nach der Wanddicke der Stücke. Sie muß so bemessen werden, daß auch der Kern die Glüh- oder Härtetemperatur angenommen hat. Zu langes Erhitzen ist jedoch auch zu vermeiden, da es zur Kornvergröberung führt und Veränderungen der Randschichten begünstigt.

7. Glüht man nicht unter Luftabschluß oder in einer besonderen Schutzgasatmosphäre, so ändert sich die Zusammensetzung des Stahles in den Randschichten. Unter dem Einfluß des Sauerstoffes und bestimmter Gase (Wasserstoff, überhitzter Wasserdampf, Kohlensäure) erfolgt eine Verbrennung des Kohlenstoffes in der Stahloberfläche. Die Randschichten verarmen dadurch an Kohlenstoff und man bezeichnet dies als Randentkohlung. Bei starker Randentkohlung besteht die Außenschicht nur noch aus Ferrit und ist deshalb weich. Bei Werkzeug-

Abb. 5.

Gefügebild eines randentkohlten Stahles mit 0,6 % C. Der Werkstoff befindet sich im patentierten und kaltverformten Zustand (vgl. Abb. 8 WK 35).

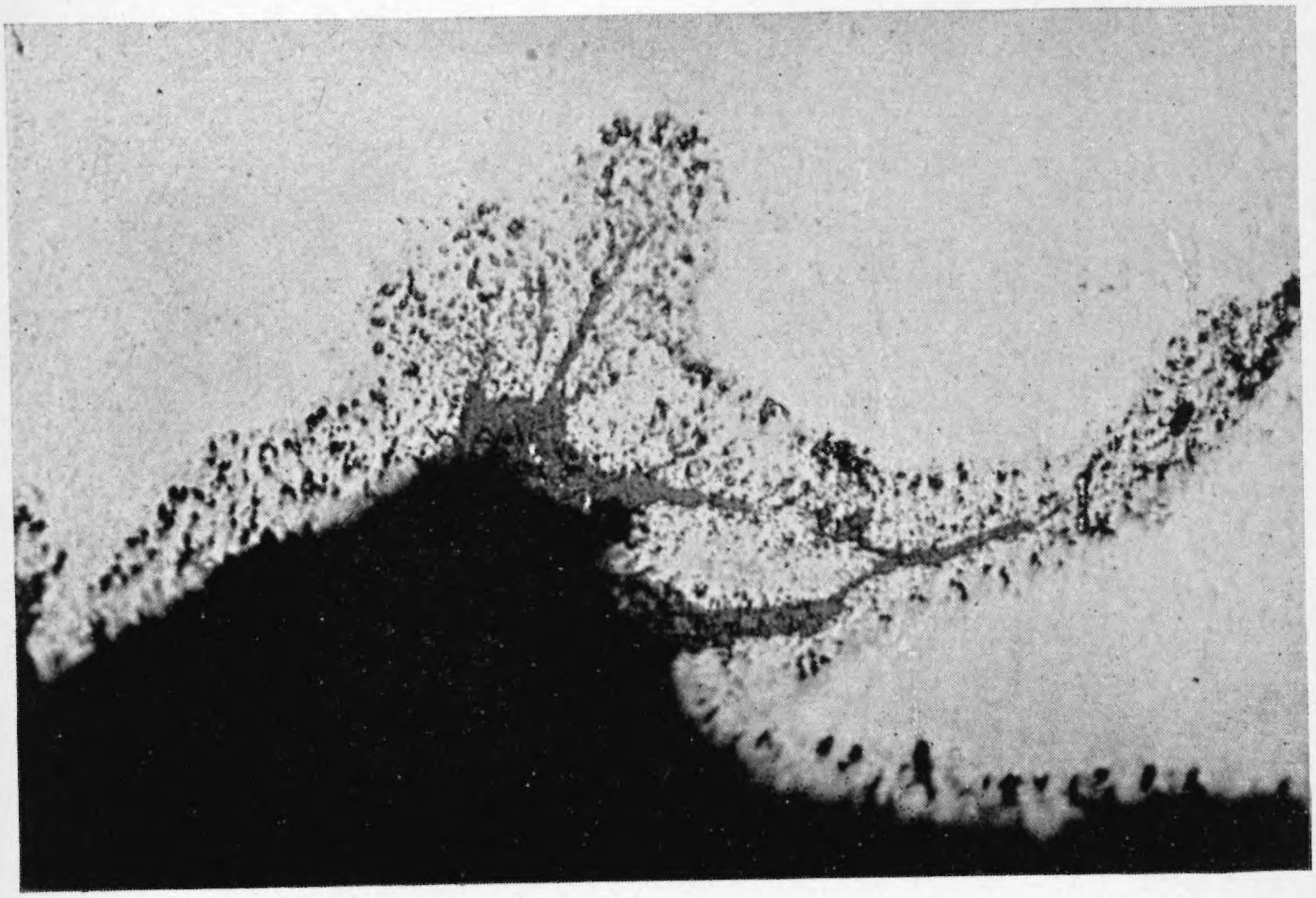

Abb. 6.

Verzunderung der Oberfläche an einem Cr-Ni-Stahl durch zu lange Glühdauer.

Stählen ist eine Entkohlung besonders zu vermeiden, da dadurch die Schneidhaltigkeit und Härte stark beeinträchtigt werden. Bei Baustählen führt eine Randentkohlung zu einer Verminderung der Dauerfestigkeit.

Bei hohen Glühtemperaturen tritt auch ein Verbrennen des Eisens ein, das mit Verzundern bezeichnet wird. Das Verzundern beginnt auf der Oberfläche und pflanzt sich längs der Korngrenzen nach der Tiefe fort. Sehr hohe und lange Überhitzung führt zur Bildung von Oxydhäuten auf den einzelnen Körnern. Man bezeichnet diesen Vorgang als „Verbrennen". Die Oxydhäute unterbrechen den Zusammenhang der

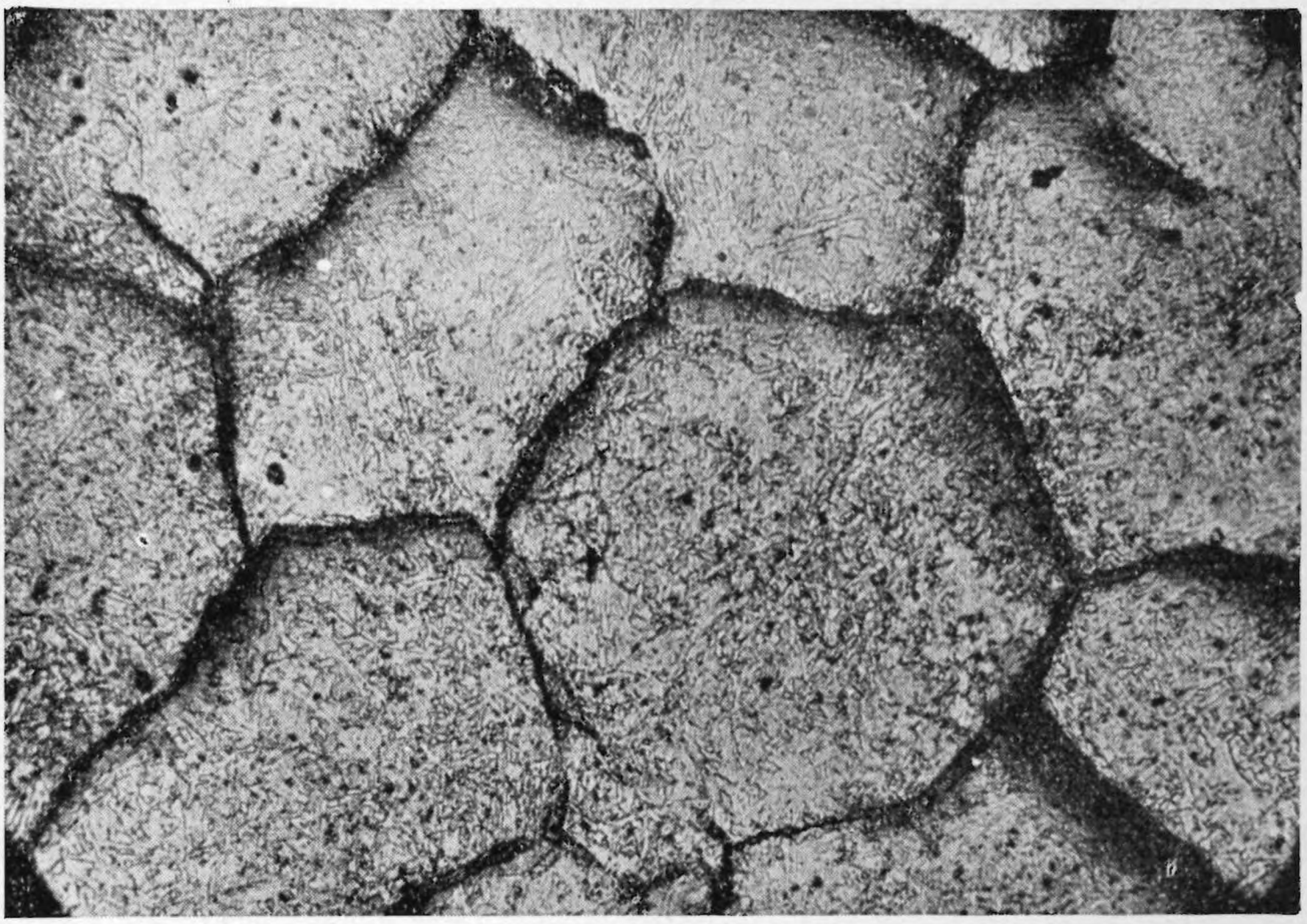

Abb. 7.
Gefügebild eines verbrannten Stahles. Oxydhäute auf den Korngrenzen.

einzelnen Körner und machen den Stahl brüchig. Verbrannter Stahl ist unbrauchbar geworden und kann auch durch keine mechanische oder Wärmebehandlung wieder verwendbar gemacht werden.

Einfluß der Zusammensetzung.

1. In jedem Stahl sind eine Reihe von Elementen in größerer oder kleinerer Menge vorhanden. Man unterscheidet:

a) normale Begleitelemente des Stahles,
b) absichtliche Legierungszusätze,
c) Verunreinigungen.

Unlegierte Stähle (Kohlenstoff-Stähle).

2. Zu den normalen Begleitelementen des unlegierten Stahles rechnet man Kohlenstoff (C), Mangan (Mn) und Silizium (Si).

3. Der **Kohlenstoff**gehalt bestimmt die Eigenschaften des Stahles in ausschlaggebendem Maße.

Aus Abb. 7 WK 36/7 geht die Beeinflussung der Streckengrenze, Zugfestigkeit und Dehnung von unlegiertem Baustahl (nach DIN 1661) durch wachsenden C-Gehalt hervor. Die Werte gelten für den gewalzten bzw. geschmiedeten Werkstoff im normalgeglühten Zustand.

Festigkeit und Streckgrenze steigen proportional dem C-Gehalt, Dehnung, Einschnürung und ebenso die Kerbzähigkeit sinken entsprechend ab.

Mit steigendem C-Gehalt wächst auch die Vergütbarkeit. Stähle mit höherem C-Gehalt werden deshalb meist in vergütetem Zustand verwendet.

4. **Mangan** wird dem flüssigen Stahl zugesetzt, um den gelösten Sauerstoff und Schwefel an sich zu binden (Desoxydation). Der Mangangehalt beträgt bei unlegierten Stählen durchschnittlich 0,4 bis 0,8%. In dieser Höhe steigert er die Festigkeit des Stahles nur wenig, erhöht jedoch bereits die Durchhärtbarkeit. Einsatzstähle, deren Kern weich bleiben soll, weisen deshalb einen niedrigen Mangan-Gehalt auf. Stähle mit über 1% Mangan rechnen zu den legierten Stählen (siehe WK 37, 8).

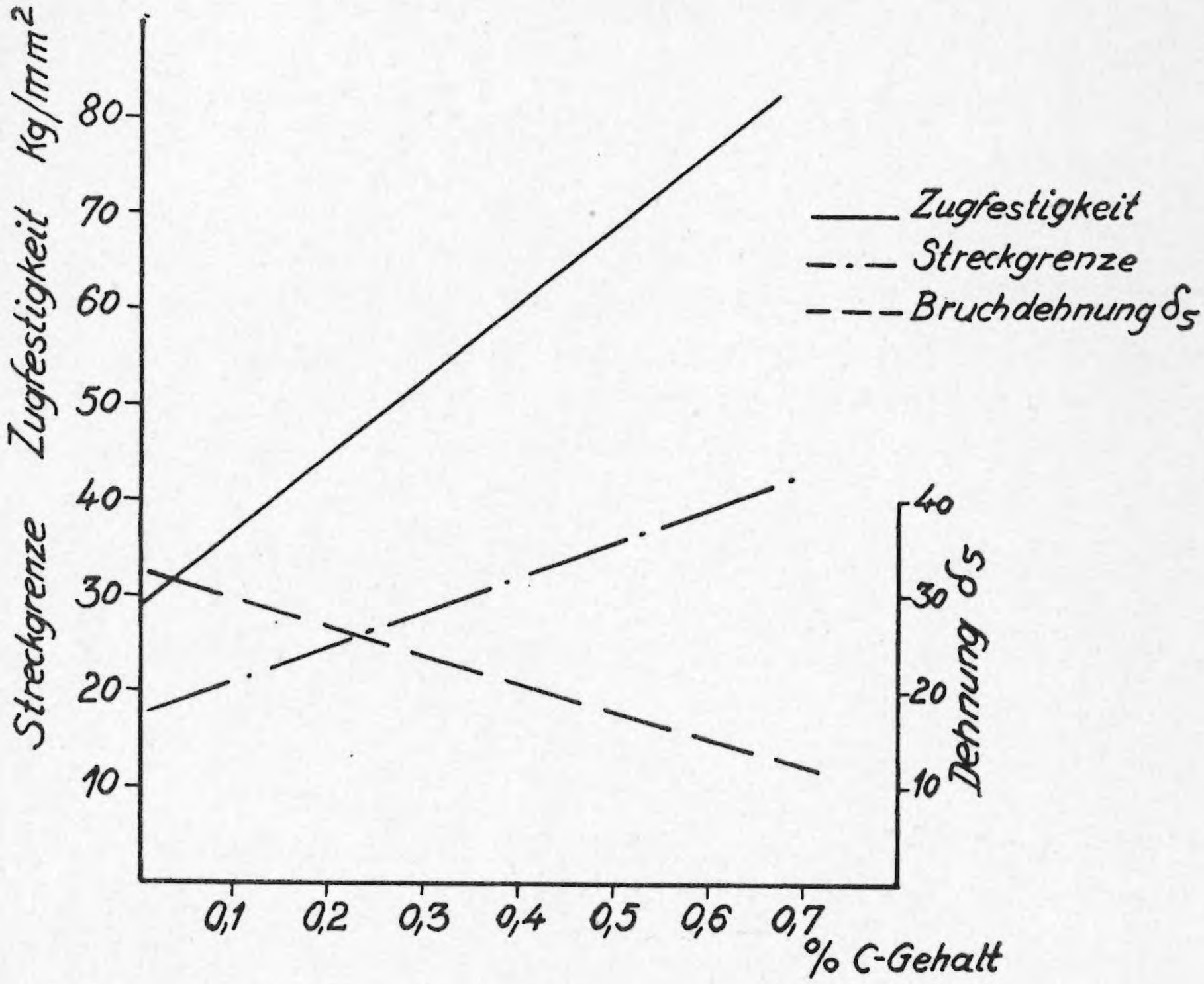

Abb. 1.
Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften vom Kohlenstoffgehalt bei normal geglühten Stählen.

5. Silizium dient ebenfalls zur Entfernung des Sauerstoffs aus dem flüssigen Stahl. Dadurch kann der Stahl blasenfrei (beruhigt) vergossen werden. Es genügen dazu schon Si-Gehalte von 0,2—0.3%. Da Si die Schweißeigenschaften beeinträchtigt, werden schweißbare Stähle mit möglichst geringem Si-Gehalt erschmolzen. Stähle mit über 1% Si zählen zu den legierten Stählen (siehe WK 37. 13).

6. In Tafel 1 sind einige Gruppen unlegierter Baustähle der Fliegwerkstoff-Liste aufgeführt.

Die Stähle der Gruppe I besitzen wegen ihres geringen C-Gehaltes gute Verformbarkeit bei Raumtemperatur. Man verwendet sie zu Blechen für Zieh- und Drück-Teile, zu Drähten für Niete und Sicherungsdrähte, zu Rohren für Hohlniete und Leitungen. Die Stähle besitzen eine sehr gute Schweißbarkeit.

Tafel 1.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften unlegierter Baustähle.

Gruppe	I	II	III	IV
Chemische Zusammensetzung	0,06—0,15 C < 0,5 Mn 0,1 Si < 0,04 P < 0,04 S	0,20—0,27 C < 0,8 Mn < 0,35 Si < 0,04 P < 0,04 S	0,35—0,45 C < 0,8 Mn < 0,35 Si < 0,04 P < 0,04 S	0,6—0,8 C < 0,5 Mn < 0,3 Si < 0,03 P < 0,03 S

Behandlungszustand	normal-geglüht	normal-geglüht	kalt-verfestigt	normal-geglüht	vergütet	vergütet	patent. kalt-verfestigt
Streckgrenze kg/mm²	16—24	> 24	> 42	28	33 – 40	> 120	
Zugfestigkeit kg/mm²	28—42	42 – 50	50—70	50—70	55—75	140—170	140 – 200
Dehnung δ_{10} %	> 23	> 20	5 – 10	14—20	14—18	7	
Entsprechende Fliegwerkstoffe	1010, 1011 1012, 1030 1100	1110, 1111		1050, 1120		1180	

Zu den niedrig gekohlten Stählen sind auch die Einsatzstähle zu rechnen, die durch entsprechende Oberflächenhärtung (s. WK 35. 19) eine verschleißfeste Oberfläche erhalten.

Die Stähle der Gruppe II haben wegen ihres höheren C-Gehaltes höhere Festigkeit. Trotzdem lassen sie sich noch gut schweißen und werden für Beschläge und Fachwerk-Bauteile verwendet. Die Festigkeit der Rohre, die daraus hergestellt werden, wird durch Kaltverfestigung weiter gesteigert. Im geschweißten Zustand erreicht die Festigkeit neben der Schweißnaht jedoch nur die Werte des normal-geglühten Zustandes.

Stähle der Gruppe III werden als Stangenmaterial für Massenteile mittlerer Beanspruchung (Schrauben, Bolzen, Spannschloßteile, Dreh- und Fräßstücke), die nicht geschweißt werden, verwendet.

Stähle mit noch höherem C-Gehalt (Gruppe IV) werden nur noch im vergüteten Zustand verwendet. Bei dünnen Querschnitten (Spannbändern, Verspannungsdrähten, Federn) wird meistens der Werkstoff im patentierten und kaltverfestigten Zustand verarbeitet (siehe WK 35, 15).

Die Stähle dieser Gruppe werden auch für schlagbeanspruchte Werkzeuge (Hämmer, Meißel, Döpper) vorgesehen.

Werkzeuge für Schnittbearbeitung, wie Sägen, Fräser, Bohrer, werden aus Stählen mit etwa 0,9—1,2 % C (Fliegwerkstoff 1270), Feilen und Gewindeschneidzeuge aus Stählen mit 1,2—1,4 % C, Ziehwerkzeuge aus Stählen noch höheren Kohlenstoffgehaltes (bis 2 %) hergestellt.

Werkzeug-Stähle für höhere Beanspruchungen werden mit Cr-, W-, Mo- und Co-Zusätzen legiert.

Legierte Stähle.

7. Die hauptsächlichsten Legierungszusätze sind:

   Mangan, Chrom, Nickel, Molybdän, Vanadium, Wolfram, Silizium, Aluminium.

Tafel 2.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Mangan-Stählen.

Gruppe	I	II	III	
Chemische Zusammensetzung	0,11—0,20 C > 1,0 Mn < 0,5 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,17—0,21 C 2,0 —2,5 Mn < 0,5 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,23 —0,28 C 1,4 —1,6 Mn 0,35 —0,45 Si < 0,035 P < 0,035 S	
Behandlungszustand	luftvergütet	luftvergütet	normalgeglüht	vergütet
Streckgrenze kg/mm²	30—40	50—60	30—40	40—55
Zugfestigkeit kg/mm²	50—60	70—80	45—55	55—70
Dehnung δ_{10} %	16—26	12—18	18—22	12—18
Fliegwerkstoff	1263	—	1802	

8. **Mangan** verhindert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit in hohem Maße und verbessert dadurch die Vergütbarkeit und Durchhärtbarkeit des Stahles. Die Glühtemperaturen liegen etwas tiefer als bei den unlegierten Stählen gleichen C-Gehaltes. Niedrig gekohlte Stähle erhalten durch Mn-Zusätze von 1—2,5 % Festigkeitswerte im vergüteten Zustand von 50 bis 70 kg/mm² (Tafel 2). Derartige Stähle sind gut verformbar und schweißbar, sie werden zu Beschlägen, Holmrohren und ähnlichen Teilen verarbeitet.

Eine Legierung ähnlicher Zusammensetzung wird für Formgußstücke mittlerer Festigkeit verwendet.

Stähle mit höherem Mn-Gehalt sind gegen Überhitzungen empfindlich und neigen zur Anlaßsprödigkeit.

9. **Chrom** erhöht in starkem Maße Härte und Festigkeit. Es verringert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit weniger als Mn oder Ni, erhöht dafür jedoch die A_1-Umwandlungstemperatur. Cr-Stähle behalten aus diesem Grunde ihre Härte bis zu höheren Anlaßtemperaturen bei. Andererseits erfordern sie höhere Glüh- und Härtetemperaturen.

Chrom bildet mit Kohlenstoff chemische Verbindungen, sogen. Chrom-Karbide. Diese sind außerordentlich hart und erhöhen den Verschleißwiderstand. In Tafel 3 sind Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften einiger Chrom-Stähle aufgeführt. Aus Stahl I werden kleinere, weniger hochbeanspruchte Teile hergestellt, die mit Rücksicht auf geringe Abnutzung im Einsatz gehärtet werden müssen. Stahl II mit höherem C- und Cr-Gehalt wird für Zylinder und Laufbüchsen für Flugmotoren verwendet. Stahl III ist der Werkstoff für Wälzlager-Teile (Kugeln, Rollen, Nadeln, Laufringe), die hohe Härte und Verschleißfestigkeit aufweisen müssen. Maßgeblich für die Beurteilung ist in diesem Falle in erster Linie die Härte.

Ähnliche Stähle werden auch zu Werkzeugen für spanabhebende Bearbeitung (Fräser, Sägen, Feilen) verwendet.

Cr-Gehalte über 12 % verbessern Korrosionsbeständigkeit und Zunderbeständigkeit, da Cr gut haftende Oxydschichten bildet.

Einfluß der Zusammensetzung

Tafel 3.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Chrom-Stählen.

Gruppe	I	II		III
Chemische Zusammensetzung	0,12—0,18 C 0,4 —0,6 Mn < 0,35 Si 0,6 —0,9 Cr < 0,035 P < 0,035 S	0,4—0,5 C 0,4—0,8 Mn < 0,3 Si 1,4—1,7 Cr < 0,035 P < 0,035 S		0,9—1,1 C < 0,8 Mn < 0,35 Si 1,0—1,5 Cr < 0,035 P < 0,035 S
Behandlungszustand	Werte im Kern einsatzgehärteter Teile	zäh vergütet	hart vergütet	gehärtet und entspannt
Streckgrenze kg/mm²	> 50	> 55	90—100	Rockwellhärte
Zugfestigkeit kg/mm²	70—90	75—90	110—120	R_c 63
Dehnung δ_{10} %	9	11—15	6— 12	
Fliegwerkstoff	1406	1252		1255

10. Nickel vermindert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit in starkem Maße und verschiebt die Umwandlungspunkte zu tieferen Temperaturen. Dadurch wird die Vergütbarkeit sowie die Durchvergütung günstig beeinflußt. Nickel erhöht außerdem in vergüteten Stählen das Streckgrenze-Verhältnis sowie die Zähigkeit.

Wegen dieser günstigen Eigenschaften wurden Nickel- und Chrom-Nickel-Stähle früher für alle hochbeanspruchten Flugzeug- und Motorenteile verwendet. Infolge der ungünstigen Beschaffungslage des Nickels werden neuerdings die Chrom-Nickel-Stähle durch Chrom-Molybdän-Stähle ersetzt. In den meisten Fällen ist dies ohne Schwierigkeiten möglich. In Sonderfällen, wo ein Nickelzusatz nicht entbehrt werden kann, sucht man mit möglichst geringen Nickelgehalten auszukommen. Für sehr hochbeanspruchte Kurbelwellen, Zahnräder, Pleuelstangen und Achsrohre wird ein Cr-Ni-Mo-V-Stahl folgender Zusammensetzung verwendet:

0,24—0,35	C	0,2—0,4	Mo	
1,8 —2,7	Cr	0,1—0,0,25	V	(Fliegwerkstoff 1460)
1,2 —2,3	Ni	0,3—0,8	Mn	

Dieser Stahl läßt sich auf folgende Festigkeitswerte vergüten:

Streckgrenze	80	100	115	kg/mm²
Zugfestigkeit	95—115	115—130	130—150	kg/mm²
Dehnung	10—12	8—10	6—8	%
Kerbzähigkeit längs	10	8	6	kg/mm²
Kerbzähigkeit quer	6	5	4	kg/mm²

Stähle mit hohem Nickelgehalt behalten nach dem Abschrecken von hohen Temperaturen den austenitischen Gefügezustand auch bei Raumtemperatur bei. Dieser Zustand ist durch verhältnismäßig niedrige Festigkeit, jedoch hohe Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit ausgezeichnet. Der bekannteste rostfreie Stahl ist der V 2 A.-Stahl mit 0,1 % C, 17—19 % Cr und 8—9 % Ni. Der hohe Cr- und Ni-Gehalt des Stahles ergibt eine gute Zunderbeständigkeit bei Temperaturen bis 900°. Dieser Stahl wurde deshalb früher für Auspuffleitungen von Flugmotoren verwendet. Neuerdings versucht man für diese Zwecke mit nickelfreien Werkstoffen auszukommen.

Die Warmfestigkeit wird durch Erhöhung des Cr- und Ni-Gehaltes sowie durch Zusätze von Wolfram und anderen hochschmelzenden Metallen bedeutend verbessert.

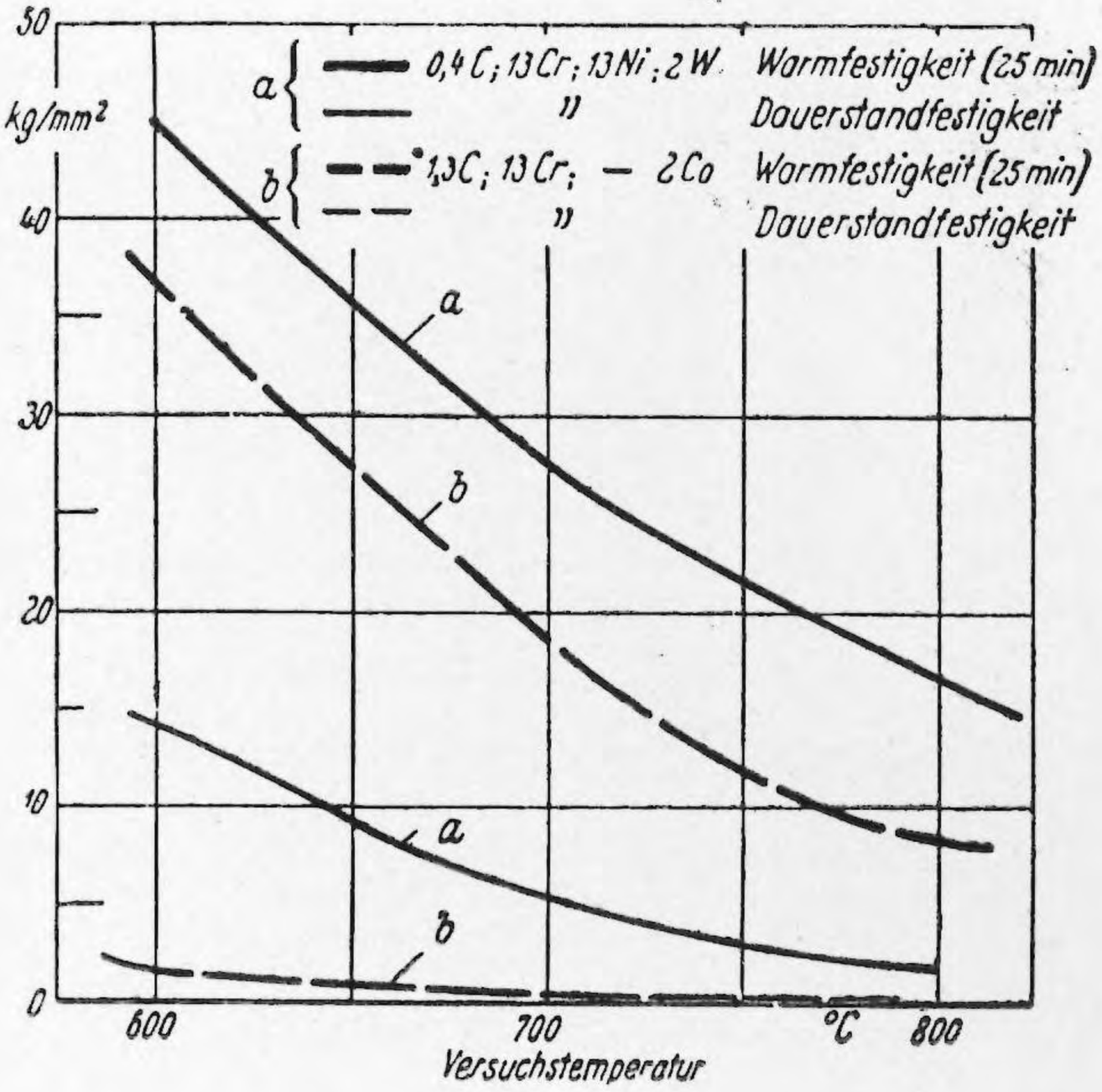

Abb. 2.

Warmfestigkeit und Dauerstandfestigkeit eines Cr-Ni-W-Stahles und eines Cr-Co-Stahles.

In Abb. 2 ist die Warmfestigkeit, d. i. die Zugfestigkeit bei 25 Minuten Versuchsdauer und die Dauerstandfestigkeit, d. i. die Spannung, bei der auch nach langer Zeit noch keine unzulässig hohe Dehnung des Werkstoffes auftritt, eines austenitischen Cr-Ni-W-Stahles den Werten eines Cr-Co-Stahles gegenübergestellt. Die Überlegenheit des Cr-Ni-W-Stahles bei Temperaturen über 500° ist ohne weiteres ersichtlich.

Stähle von der Zusammensetzung des Fliegwerkstoffes 1440 (0,4—0,5% C, 0,8—1,5% Mn, 0,8—1,8% Si, 12—15% Cr, 12 bis 15% Ni, 2—3,5% W) zählen zu den warmfestesten und zunderbeständigsten Werkstoffen, die man bisher kennt.

11. Molybdän und **Vanadium** erhöhen schon in ganz geringen Mengen (0,1—0,3%) die Vergütbarkeit und Durchvergütung. Mo verhütet außerdem die Anlaßsprödigkeit von Chrom-Nickel-Stählen. Mo und V werden immer in Verbindung mit Cr angewendet.

Die Cr-Mo-Stähle haben dank ihrer guten Festigkeitseigenschaften die sparstoffreichen Cr-Ni-Stähle auf den meisten Anwendungsgebieten praktisch gleichwertig ersetzt.

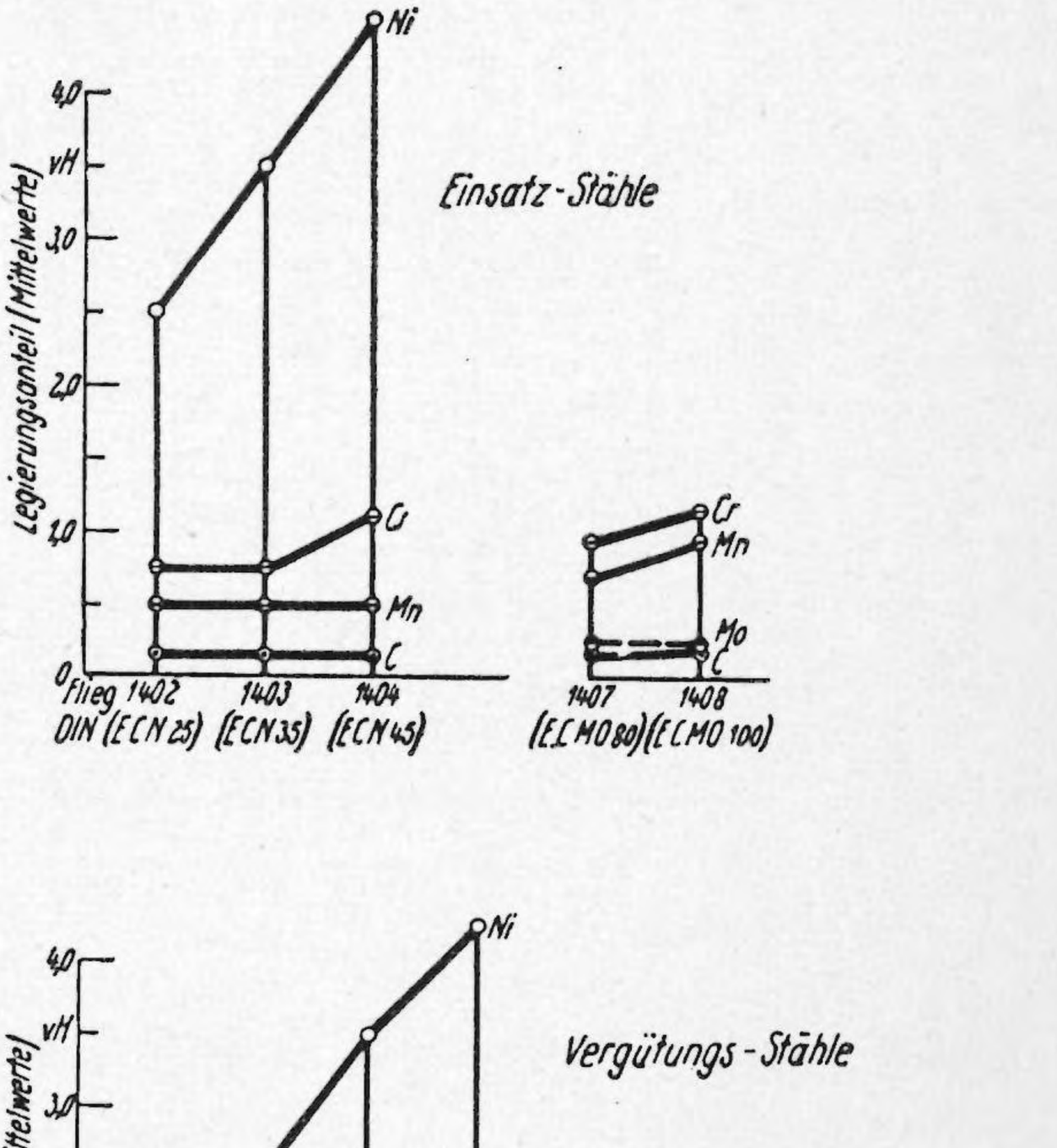

Abb. 3.
Zusammensetzung der früher verwendeten Cr-Ni-Stähle im Vergleich zu entsprechenden Cr-Mo-Stählen.

Abb. 3 stellt die Zusammensetzung der früher verwendeten Cr-Ni-Stähle den heute verwendeten Cr-Mo-Stählen gegenüber. Der Legierungsgehalt der Cr-Mo-Stähle ist im ganzen niedriger. Bei den Einsatz-Stählen läßt sich durch Erhöhung des Mn-Cr- und C-Gehaltes gegenüber dem früheren Stahl die gleiche Kernfestigkeit erreichen. Die Kerbzähigkeit ist jedoch etwas niedriger als bei den Cr-Ni-Stählen.

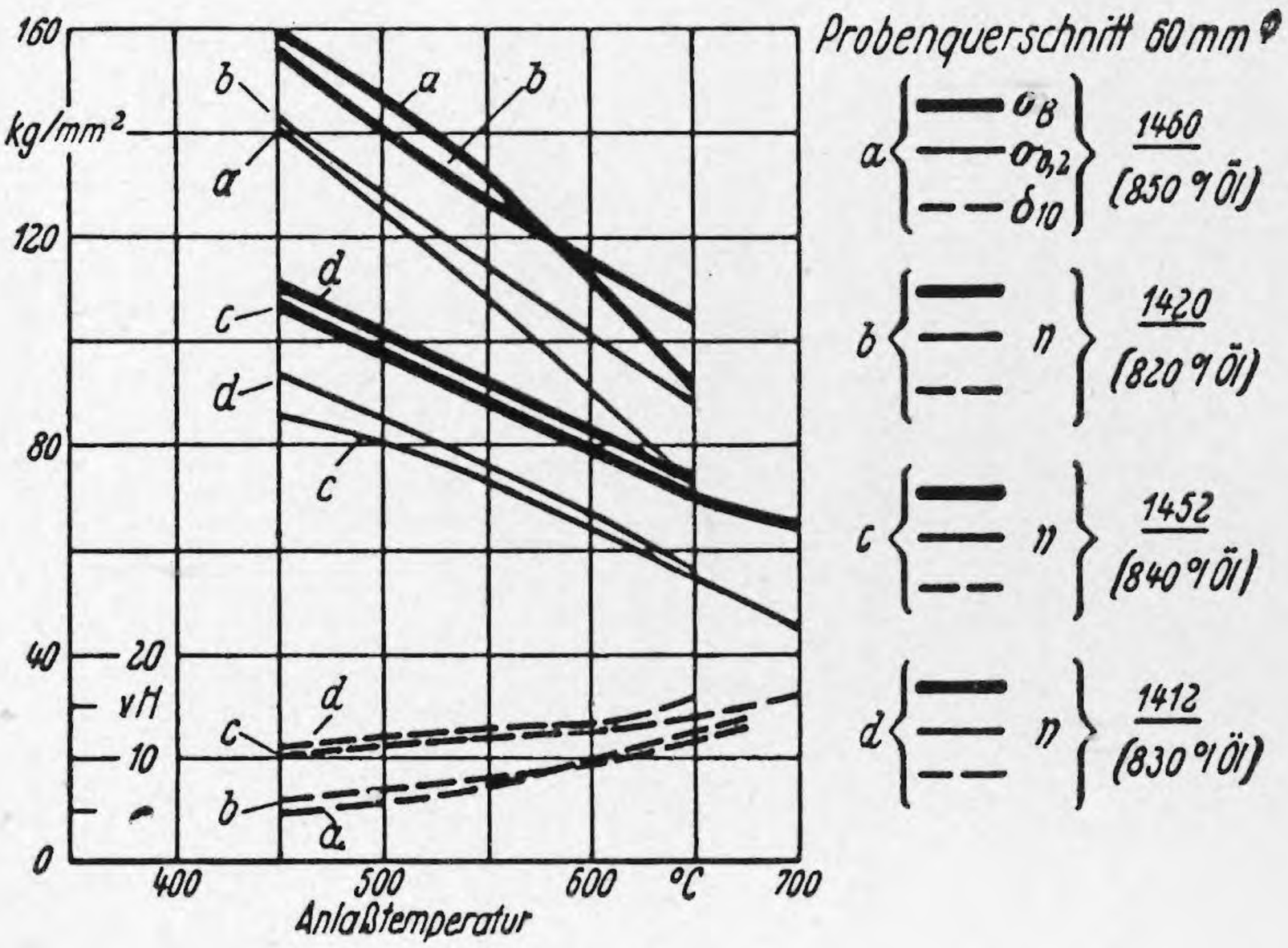

Abb. 4.
Vergütungsschaubild verschiedener Cr-Ni- und Cr-Mo-Stähle.

Abb. 4 zeigt das Vergütungsschaubild für 60 mm ⌀ von zwei Cr-Ni-Stählen (Fliegwerkstoff 1420 und 1412) im Vergleich mit entsprechenden Cr-Mo-Stählen (1460 und 1452). Im praktisch wichtigsten Bereich der Anlaßtemperaturen von 450—550° sind die Werkstoffe als gleichwertig zu bezeichnen.

Tafel 3 gibt eine Übersicht über die Festigkeitseigenschaften der verwendeten Cr-Mo- und Cr-V-Stähle.

Der niedrig legierte Stahl III wird hauptsächlich zu Blechen verarbeitet, aus denen geschweißte Beschlagteile hergestellt werden. Der Cr-Gehalt ist niedrig gehalten, um eine Härtung des Stahles in dünnen Querschnitten zu vermeiden. Mit Rücksicht auf die Gefahr der Schweißrissigkeit ist der zulässige Gehalt an

Phosphor und Schwefel sehr eng begrenzt. Die Festigkeit des Stahles im geglühten bzw. geschweißten Zustand beträgt etwa 60—75 kg/mm², sie läßt sich durch Nachvergütung der fertigen Teile wesentlich erhöhen.

Für Rohre und Stangen wird ein Stahl mit etwas höherem Cr-Gehalt verwendet. Daraus werden Flügel- und Rumpf-Gerüste, Profilstreben und Fahrgestellachsen hergestellt. Als Zusatzmaterial beim Schweißen wird ein Draht ähnlicher Zusammensetzung wie Stahl III, jedoch mit geringerem C-Gehalt verwendet.

Ein Stahl ähnlicher Zusammensetzung wird für Formguß-Stücke benutzt. Er ist gleichfalls autogen oder elektrisch gut schweißbar.

Die hauptsächlichsten Triebwerkteile hochbeanspruchter Motore, wie Pleuelstangen, Luftschrauben-Naben, Zahnräder, Getriebe und Kurbelwellen werden aus den Stählen VI bis IX hergestellt. Der Stahl VIII läßt sich nach dem Nitrier-Verfahren (siehe WK 35, 20) oberflächenhärten.

12. Wolfram bewirkt ähnlich wie Chrom eine Steigerung der Härtbarkeit und Erhöhung der Umwandlungstemperaturen. In warmfesten Stählen kommen beide Elemente nebeneinander vor. Die Härtesteigerung beruht auf der Bildung von Wolfram-Kohlenstoff-Verbindungen, den sogenannten Wolfram-Karbiden. Die höhere Umwandlungstemperatur hat eine höhere Anlaßbeständigkeit zur Folge. Härte und Verschleißfestigkeit sinken also erst bei höheren Temperaturen ab. Die Anlaßbeständigkeit nimmt mit steigendem Legierungsgehalt zu. Schnellarbeitsstähle, die ihre Schneidhaltigkeit bis zu Temperaturen von 550—600° beibehalten, wiesen bisher W-Gehalte von 12—20% neben geringen Mo- und V-Zusätzen auf. Da W auch zu den Sparstoffen zählt, wurde mit Erfolg versucht, gleichwertige Stähle mit geringeren W-Gehalten herzustellen. Durch Erhöhung des Mo-Gehaltes auf 2—4% sowie des V-Gehaltes auf 2—2,5% konnte der W-Gehalt auf etwa die Hälfte der bisher üblichen Mengen gesenkt werden und trotzdem noch eine Steigerung der Schnittleistung erzielt werden.

13. Silizium erhöht als Legierungselement Festigkeit, Streckgrenzen-Verhältnis und Anlaßbeständigkeit. Federstähle, die eine hohe Elastizitätsgrenze besitzen müssen, enthalten 1—2% Si. Si verbessert gleichfalls die Zunderbeständigkeit, dagegen erhöht es die Gefahr der Randentkohlung. Um der Randentkohlung und der dadurch bedingten Dauerbruchgefahr bei hochbeanspruchten Ventilfedern zu begegnen, wird den Si-Stählen bis 1,5% Mn zugesetzt.

Im folgenden sind Zusammensetzung und Festigkeitswerte eines Si-Mn-Federstahles (Fliegwerkstoff 1630) im vergüteten Zustand aufgeführt:

0,5—0,7	C		
1,5—1,8	Si	Streckgrenze	110—130 kg/mm²
0,6—0,9	Mn	Zugfestigkeit	130—150 kg/mm²
0,035	P	Dehnung	5—8 %
0,035	S		

Auch für weniger hochbeanspruchte Motoren-Ventile werden Cr-Si-Stähle, teilweise mit geringen W- und V- Zusätzen gebraucht.

14. Aluminium wirkt als starkes Desoxydationsmittel, d. h. es bindet den im flüssigen Stahl vorhandenen Sauerstoff an sich und macht ihn dadurch unschädlich. Durch Verringerung des Sauerstoffgehaltes gelingt es, unlegierte Stähle alterungsunempfindlich zu machen (siehe WK 33, 18). Das entstehende Aluminiumoxyd (Tonerde) reichert sich mitunter in sogenannten Nestern an. Dadurch können an bearbeiteten Flächen porige Stellen entstehen.

Wie Si und Cr bildet auch Al bei höheren Temperaturen auf dem Stahl dichte und festhaftende Oxydschichten und erhöht dadurch die Zunderbeständigkeit. Für Auspuffleitungen von Flugmotoren wird vielfach ein niedrig gekohlter Stahl folgender Zusammensetzung (Fliegerwerkstoff 1510) verarbeitet.

0,1	C		
6—8	Cr	Streckgrenze	30 kg/mm²
0,5—1,5	Si	Zugfestigkeit	50 kg/mm²
1—2	Al	Dehnung	20 %

Der Stahl läßt sich gut kaltverformen und autogen schweißen.

Ein geringer Al-Gehalt fördert auch die Stickstoffaufnahme des Stahles. Nitrierstähle besitzen deshalb vielfach etwa 1% Al. Die entstehenden Al-N-Verbindungen (Al-Nitride) erhöhen die Härte der Nitrierschicht.

Verunreinigungen.

15. Jeder Stahl enthält vom Ausgangsmaterial bzw. dem Herstellungsverfahren herrührende geringe Mengen von Verunreinigungen. Die Verunreinigungen liegen meist in Form von nichtmetallischen Einschlüssen vor, die im ungeätzten Schliffbild bereits erkennbar sind. Bei der Beurteilung der Einschlüsse kommt es neben der absoluten Menge auch auf ihre Verteilung über den Querschnitt an. Gleichmäßige Verteilung ist weniger schädlich, örtliche Anreicherungen (Seigerungen) schon eher.

Zu den am häufigsten vorkommenden Verunreinigungen zählen Schwefel- und Phosphor-Verbindungen. Da sie die Formänderungseigenschaften des Stahles verschlechtern, ist ihr Gehalt gemäß den Angaben über die chemische Zusammensetzung begrenzt. Die Grenzen liegen um so tiefer, je hochwertiger der Stahl ist.

16. Größere Mengen Phosphor machen den Stahl schon bei normaler Temperatur spröde. Geringe Gehalte sind dagegen unschädlich, sofern sie einigermaßen gleichmäßig verteilt sind. Sie wirken sogar unter Umständen günstig auf Verschleißwiderstand und Bearbeitbarkeit.

17. Mitunter sind schon geringe Schwefel-Gehalte für den Stahl gefährlich. Liegt der Schwefel als Schwefel-Eisen-Verbindung, Eisensulfid, vor, das auf den Grenzen der Ferrit- und Perlit-Körner angelagert ist, so wird der Stahl rotbrüchig, weil das Eisensulfid bereits bei Rotglut schmilzt.

Durch Mangan-Zusatz wird der Schwefel als Mangan-Sulfid ausgeschieden. Dieses verformt sich bei der Warmverarbeitung mit und beeinträchtigt daher die Längsfestigkeit gar nicht, die Querfestigkeit in geringem Maße.

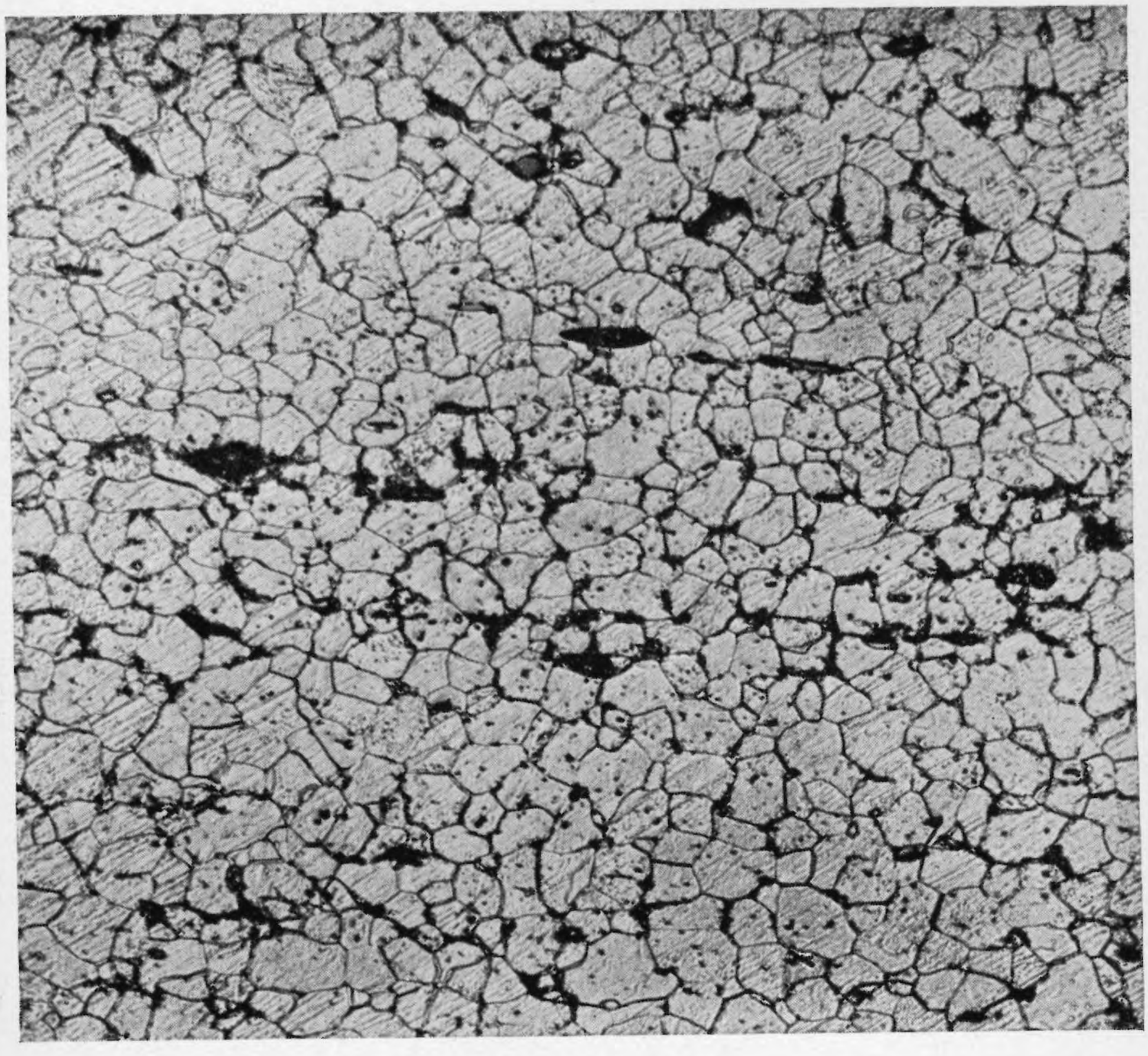

Abb. 5.
Gefügebild eines Automaten-Stahles mit niedrigem C-Gehalt. Ferrit-Gefüge mit zahlreichen Phosphor- und Schwefeleinschlüssen.

Zur Verbesserung der Schnittbearbeitbarkeit wird kohlenstoffarmen Stählen, sog. Automaten-Stählen P und S absichtlich zugesetzt. Die auf den Korngrenzen und in den Körnern fein verteilten Einschlüsse ergeben kurzbrüchige Späne. Automaten-Stähle erhalten ihre Festigkeit hauptsächlich durch

Kaltverfestigung. Sie werden vielfach zu kleinen Massenteilen, wie Schrauben und Formteilen, verarbeitet. Im Flugzeugbau sind sie nur für untergeordnete Zwecke zugelassen.

18. Als weitere Verunreinigungen sind Verbindungen des Sauerstoffes mit einzelnen Legierungskomponenten (Fe-, Mn-, Si- und Al-Oxyde) zu nennen. Sofern diese spröden Einschlüsse nicht sehr zahlreich oder an einzelnen Stellen gehäuft auftreten, sind sie meistens belanglos. Ungünstig wirkt der im Eisen gelöste Sauerstoff, da er die Alterungs- und Überhitzungsempfindlichkeit steigert.

19. Die Aufnahmefähigkeit für Wasserstoff geht mit sinkender Temperatur zurück. Beim Abkühlen des flüssigen Stahles wird Wasserstoff frei und führt zur Blasenbildung im Gußblock.

Beim Beizen von Stahl in Salz- oder Schwefelsäure dringt Wasserstoff in den Stahl ein und verursacht die sog. Beizsprödigkeit. Bei gehärteten Stählen tritt mitunter sogar Rißbildung auf (Beizrisse). Durch Zusätze sog. Sparbeizen, die die Wasserstoffentwicklung hemmen, läßt sich die Gefahr beheben.

Tafel 4.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Chrom-Molybdän- und Cr-V-Stählen.

ppe	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX
setzung	0,14—0,20 C 0,8 —1,1 Cr 0,2 —0,3 Mo 0,6 —0,8 Mn < 0,35 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,17—0,23 C 1,0 —1,3 Cr 0,2 —0,3 Mo 0,8 —1,1 Mn < 0,35 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,2 —0,27 C 0,6 —0,75 Cr 0,15—0,25 Mo < 0,7 Mn < 0,35 Si < 0,02 P < 0,015 S	0,22—0,28 C 0,9 —1,2 Gr 0,15—0,25 Mo < 0,7 Mn < 0,35 Si < 0,02 P < 0,015 S	0,23—0,3 C 0,8 —1,1 Cr 0,2 —0,3 Mo 0,5 —0,7 Mn < 0,5 Si < 0,035 P < 0,025 S	0,3 —0,37 C 0,9 —1,2 Cr 0,15—0,25 Mo 0,5 —0,8 Mn < 0,35 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,38—0,45 C 0,9 —1,2 Cr 0,2 Mo 0,5 —0,8 Mn < 0,35 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,24—0,34 C 2,3 —2,7 Cr 0,2 —0,35 Mo 0,2 —0,35 V 0,4 —0,8 Mn < 0,4 Si < 0,035 P < 0,035 S	0,4 —0,55 C 0,9 —1,2 Cr 0,3 V 0,6 —0,8 Mn < 0,35 Si < 0,035 P < 0,035 S
igszustand	Werte im Kern einsatzgehärteter Teile		normal-geglüht / vergütet	normal-geglüht / zäh- / hart-vergütet	zäh- / hart-vergütet	vergütet	vergütet	zäh- / hart vergütet	vergütet
ge kg/mm²	> 67	> 82	41—55 / 55—65	40—55 / 65— 90 / > 90	> 55 / > 70	> 65	> 70	75— 90 / 90—100	80— 95
tt kg/mm²	90—100	110—135	60—75 / 70—100	60—75 / 90—105 / > 110	75—85 / 90—105	> 90	95—115	90—110 / 110—135	95—105
% (δ_{10})	> 8	> 5	12 / 8— 10	12—15 / > 8 / > 5	8—10 / 6— 9	> 7	> 5	10— 14 / 7— 11	7— 11
toff	1407	1408	1450	1452	1811	1454	1455	1456	1610

Gußeisen.

1. Gußeisen unterscheidet sich von Stahlguß durch höheren C-Gehalt, der zum größten Teil in Form dünner Graphitplättchen im Gefüge eingelagert ist. Bei einem Gesamtkohlenstoff-Gehalt von etwa 3,3—3,5% C liegen 3% als Graphit vor, während der Rest als Zementit (gebundener C-Gehalt) vorhanden ist.

Der Graphit-Gehalt beeinflußt ausschlaggebend die Eigenschaften des Gußeisens. Da Graphit nur geringe Festigkeit besitzt, ist Gußeisen zur Aufnahme von Zugbeanspruchungen wenig geeignet. Desgleichen ist sein plastisches Formänderungs-

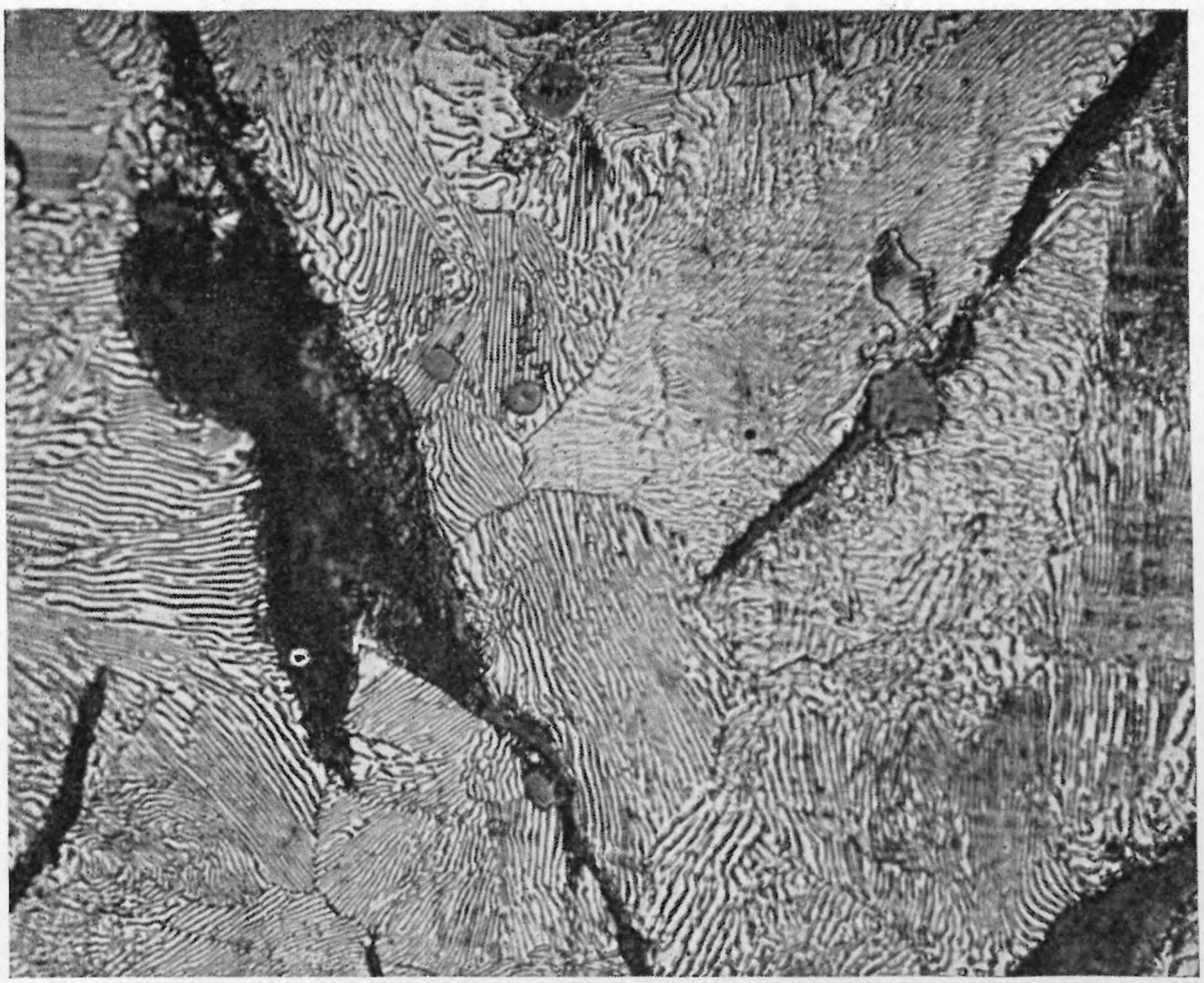

Abb. 1.
Gefügebild eines perlitischen Gußeisens. Dichtstreifiger Perlit mit dunklen Graphitadern.

vermögen ziemlich gering. Gußeisen ist jedoch bei dynamischen Beanspruchungen wenig kerbempfindlich. Der Graphit-Gehalt des Gußeisens bedingt seine guten Gleiteigenschaften.

2. Gußeisen läßt sich in gleicher Weise wärmebehandeln wie Stahl. Die Grundmasse des Gußeisens besteht dann je nach Zusammensetzung und Wärmebehandlung aus Ferrit-Perlit, reinem Perlit, Austenit oder Vergütungsgefüge.

3. Wegen seiner guten Gleiteigenschaften und hohen Warmhärte werden auf Abnutzung beanspruchte Teile daraus hergestellt. Zylinder für kleinere luftgekühlte Motoren, Führungsbüchsen, Feuerringe und Kolbenringe bestehen aus Sonder-Gußeisen. (Fliegwerkstoffe 1903 und 1930.)

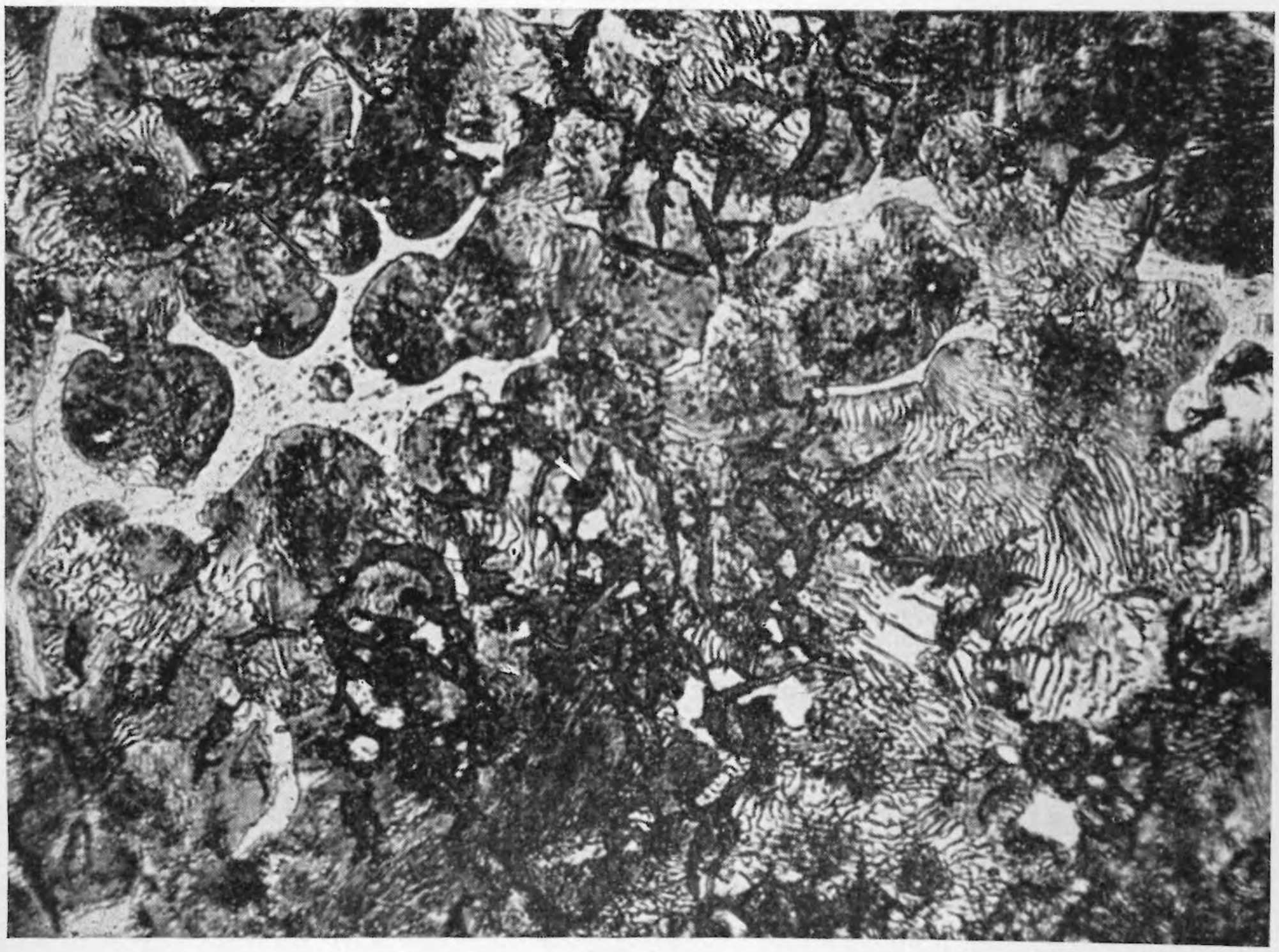

Abb. 2.
Gefügebild eines Kolbenringgusses. Perlitisches Grundgefüge mit hellem Phosphid-Netz und feinblätterigem Graphit.

Abb. 5 WK 37, 17 zeigt das Gefügebild eines Motoren-Zylinders. Das Grundgefüge besteht aus reinem, feinblätterigem Perlit, in dem die Graphit-Adern gleichmäßig verteilt sind. Man bezeichnet ein derartiges Gefüge als Perlit-Guß.

Zur Verbesserung der Laufeigenschaften von Kolbenringen wird der Phosphor-Gehalt ziemlich hoch gehalten. Dies führt zur Ausbildung eines Phosphid-Netzes im Gefüge, das ein gleichmäßiges Maschenwerk als tragendes Skelett der Lauffläche abgeben soll.

Nichteisen=Schwermetalle.

1. Von den Nichteisen=Schwermetallen haben als Luftfahrt=Baustoffe Legierungen der Metalle

Kupfer, Blei, Zink, Zinn

eine gewisse technische Bedeutung.

An Werkzeugen für schwer bearbeitbare Werkstoffe und an besonderen Verschleißbedingungen unterworfenen Bauteilen werden Legierungen von

Chrom, Kobalt, Wolfram

vielfach verwendet.

Kupfer und Kupfer-Legierungen.

1. Kupfer wird nur in geringem Umfang aus einheimischen Lagerstätten gewonnen und rechnet deshalb zu den Sparstoffen. Nach Möglichkeit wird es durch Aluminium oder andere Werkstoffe ersetzt.

Kupfer wird vorwiegend aus Erzen (Kupferschiefern) nach dem Schmelzverfahren gewonnen. Durch Raffination oder Elektrolyse werden die im Rohkupfer enthaltenen Verunreinigungen entfernt.

2. Man unterscheidet nach DIN 1708 Hüttenkupfer (Klasse A bis D mit steigendem Reinheitsgrad, 99—99,6%) und Elektrolyt-Kupfer.

Den höchsten Reinheitsgrad hat Elektrolyt-Kupfer. Wegen seiner guten elektrischen Leitfähigkeit wird es hauptsächlich zu Teilen der elektrischen Ausrüstung verarbeitet.

3. Das in Blöcken vergossene Kupfer wird durch Warm- und Kaltverformung zu Blechen, Bändern, Profilen, Rohren und Drähten jeder Form und Abmessung weiter verarbeitet. Die Verarbeitung erfolgt in ähnlicher Weise wie bei Stahl.

4. Die Zugfestigkeit des geglühten Kupfers (Fliegwerkstoff 2000) liegt je nach der Halbzeugform bei 20—28 kg/mm², die Bruchdehnung beträgt über 30%. Die günstigsten Glühtemperaturen liegen bei 580—620°.

Kupfer läßt sich leicht verformen. Durch Kaltverformung steigt die Festigkeit im halbharten Zustand auf 30—38 kg/mm², die Dehnung sinkt entsprechend auf 10—20% ab.

Beim Verlegen von Leitungen werden Rohre an Biegestellen mitunter hart. Durch Ausglühen kann der biegsame Zustand wieder hergestellt werden.

5. Kupfer besitzt gute Korrosionsbeständigkeit und läßt sich durch Löten mit Weichlot leicht verbinden. Aus diesen Gründen wurden bisher Kühler-Teile, Dichtungs-

scheiben sowie Betriebsstoffleitungen daraus hergestellt.

Neuerdings versucht man für derartige Zwecke Aluminium-Legierungen zu verwenden. Auch weiche Stahlrohre mit dünnem Kupferüberzug (plattierte Rohre) werden versuchsweise eingebaut. In letzterem Falle kommt es sehr auf die Dichtheit des Überzuges an, da bei Korrosionsangriff andernfalls ein Unterrollen und Abblättern der Kupferschicht erfolgt.

6. Durch geringe Zusätze von Silizium (0,6—0,8%) und Nickel (1,8—2,2%) bzw. Beryllium (2,5%) wird eine Vergütbarkeit des Kupfers erreicht. Die dabei eintretende Festigkeitssteigerung kann durch Kaltverfestigung noch erhöht werden.

7. Von den Legierungen des Kupfers mit anderen Metallen sind die mit Zink, Zinn und Aluminium die wichtigsten. Auch sie rechnen durchweg zu den Sparstoffen und werden möglichst durch andere Werkstoffe ersetzt.

8. Legierungen von Kupfer mit Zink bezeichnet man als Messing. Mit Sonder-Messing werden Legierungen bezeichnet, die Zusätze von Nickel, Aluminium, Silizium, Mangan oder Eisen enthalten.

Die genormten Messing-Legierungen sind in DIN 1709 enthalten. Der Kupfergehalt dieser Legierungen beträgt zwischen 55 und 90%. Je höher der Kupfergehalt, desto besser ist die Verformbarkeit.

9. Als Hart-Messing wird eine Legierung mit 56—60% +Cu, 1—3% Pb, Rest Zn (Fliegwerkstoff 2150) bezeichnet. Dieser Werkstoff besitzt durch den Blei-Zusatz eine ausgezeichnete Schnittbearbeitbarkeit und wird als Stangenmaterial zu Armaturen-Teilen, Buchsen u. dgl. auf Automaten verarbeitet. Die Festigkeit der Legierung beträgt in geglühtem Zustand 37—45 kg/mm² bei über 25% Bruchdehnung. Durch Kaltverfestigung steigt die Zugfestigkeit in kleinen Querschnitten auf 44—54 kg/mm² bei Dehnungen von über 10%.

Als Drück-Messing wird eine Legierung mit 62—65% Cu, Rest Zn (Fliegwerkstoff 2160) zu tiefziehfähigen Blechen und Bändern sowie zu weichen Sicherungsdrähten verarbeitet. Die Legierung läßt sich sehr leicht weichlöten. Kühler-Teile, Betriebsstoff-Behälter und Luftschrauben-Kanten-einfassungen wurden früher daraus hergestellt.

Im geglühten Zustand besitzt der Werkstoff eine Zugfestigkeit von 29—35 kg/mm² und über 45% Dehnung. Durch Kaltverfestigung (Walzen oder Ziehen) läßt sich die Festigkeit bis auf 50 kg/mm² steigern. Kaltverformte Teile sind mit inneren Spannungen behaftet. Mitunter treten an derartigen Stücken schon bei ganz schwachem Korrosionsangriff (feuchte Luft) Aufreißerscheinungen ein.

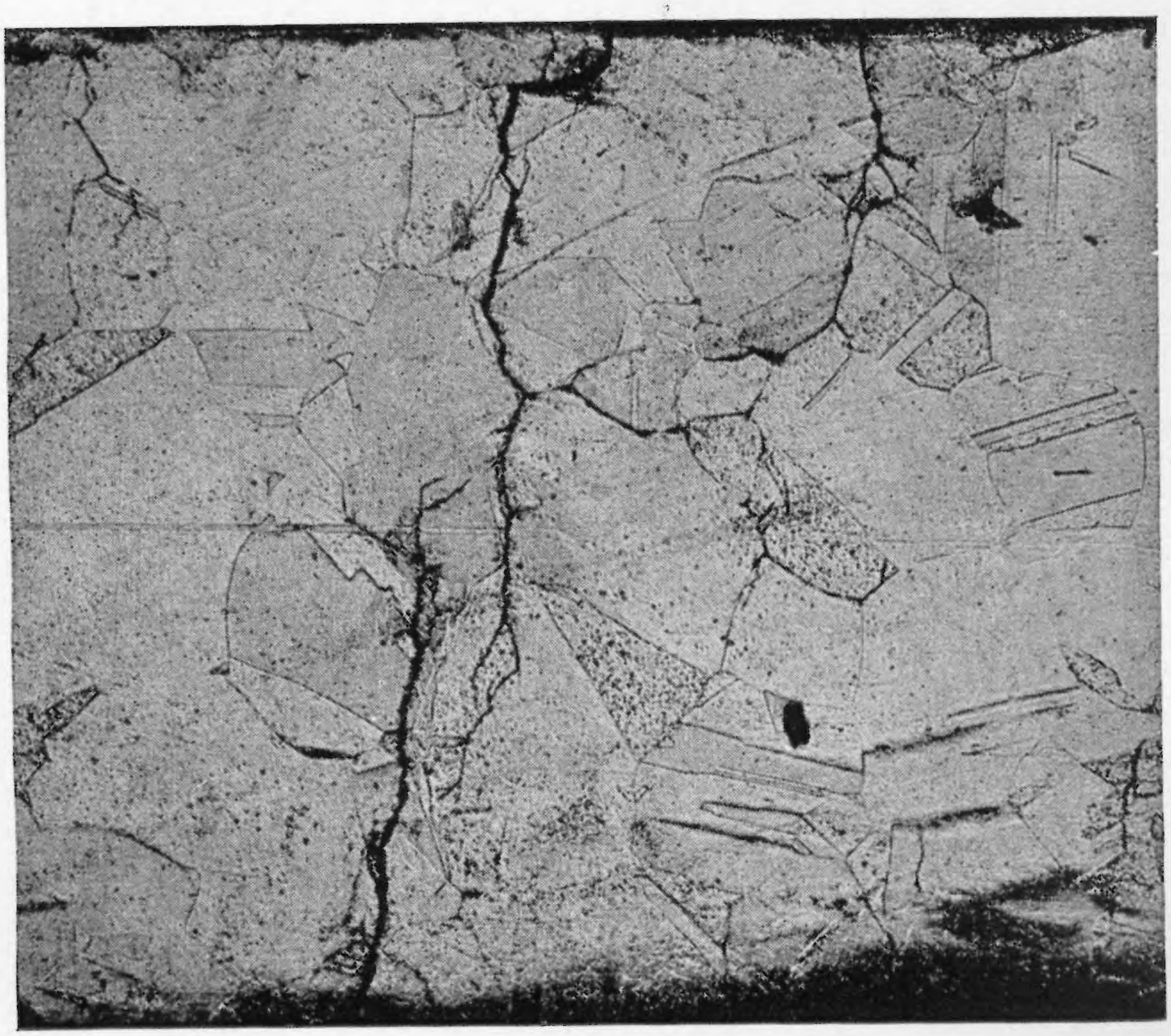

Abb. 1.
Gefüge eines Messing-Bindedrahtes mit Spannungsrissen. Homogene α-Mischkristalle.

Am Beispiel eines im Betriebe gebrochenen Bindedrahtes, der in kurze Stücke gefallen war, ist dieser Bruchverlauf gezeigt. Die Risse verlaufen größtenteils längs der Korngrenzen und beeinträchtigen die Festigkeit in hohem Maße.

Um das Aufreißen kaltverformter Teile zu vermeiden, werden sie auf 300° erwärmt und dadurch die Spannungen beseitigt.

Kupfer-Zink-Legierungen mit niedrigerem Kupfergehalt (42 bis 45%) werden als Hartlote nach DIN 1711, mit geringen Silber-Zusätzen auch als Silberlote nach DIN 1710 gebraucht.

10. Die Zusätze von Mangan, Nickel, Eisen, Aluminium im Gesamtbetrage von etwa 5—12% erhöhen die Härte und Verschleißfestigkeit des Messings. Derartige Legierungen werden für Gelenkbuchsen, Konus-Sitze von Luftschraubennaben und ähnliche, hauptsächlich auf Flächenpressung beanspruchte Teile verwendet. Die Zugfestigkeit dieser Legierungen beträgt zwischen 60—75 kg/mm².

11. Legierungen von Kupfer mit Zinn bezeichnet man als Bronzen. Sie sind in letzter Zeit wegen der ungünstigen Beschaffungslage des Zinns ganz in den Hintergrund getreten. An ihrer Stelle werden Legierungen von Kupfer mit Aluminium, sog. Aluminium-Bronzen, vielfach verwendet. Die Legierungen besitzen etwa 75—90% Cu und 8—11% Al. Sie sind sehr hart und verschleißfest. Zusätze von Ni, Fe, Mn und Si verbessern ihre Eigenschaften noch weiter. Hochbeanspruchte Schneckenräder und Lagerbuchsen werden daraus hergestellt.

12. Als Lagermetalle für hochbeanspruchte Motoren-Lager werden Legierungen von Kupfer mit Blei viel verwendet. Man bezeichnet sie als Blei-Bronzen. Sie enthalten etwa 70—75% Cu und 25—30% Pb. Die Legierungen müssen bei sehr hohen Temperaturen vergossen werden, um eine gute Bindung mit dem Werkstoff der Lagerschalen zu erzielen. Das Gefüge der Legierungen besteht aus einer dendritischen Grundmasse von Kupfer-Kristallen, in die das Blei in feinen Tröpfchen eingelagert ist. Zusätze von Nickel, Zinn oder anderen Metallen sollen eine feine, gleichmäßige Bleiverteilung ergeben.

Der Vorteil der Blei=Bronze liegt in ihren Notlauf=Eigenschaften. Bei Unterbrechung des Ölfilms bilden die aus der Kupfer=Grundmasse herausgerissenen Bleitröpfchen eine eigene Schmierschicht und verhindern dadurch ein Festfressen des Zapfens in der Lagerschale.

Zinn-Legierungen.

1. Die Zinn-Legierungen zeichnen sich durch niedrigen Schmelzpunkt und geringe Härte aus. Sie werden vorwiegend für Weichlote und Ausgüsse von Lagerschalen an Flugmotoren verwendet.

2. Löt-Zinn besteht nach DIN 1707 aus einer Legierung von Zinn mit Blei. Der Zinn-Gehalt der einzelnen Lote schwankt zwischen 25 und 90%. Durch den Bleizusatz wird der Schmelzpunkt des reinen Zinns (232°) erniedrigt. Bei 36% Bleigehalt hat der Werkstoff einen eutektischen Gefügeaufbau mit einem Schmelzpunkt von 181°. Bei höheren Bleigehalten steigt der Schmelzpunkt wieder an.

3. Legierungen von Zinn mit Antimon und Kupfer werden als Weißmetalle bezeichnet. Sie werden zum Ausgießen von Lagerschalen für Gleitlager im Motorenbau verwendet. Für hochbeanspruchte Lager kommen Legierungen von 80—90% Zinn, 3—10% Kupfer und 3—12% Antimon zur Verwendung. Als Fliegwerkstoff 2550 ist eine Legierung mit 80% Zinn, 12% Antimon und 8% Kupfer festgelegt. Diese Legierung beginnt bei 230° zu schmelzen. Die Verwendung ist deshalb auf Temperaturen unterhalb 200° beschränkt. Infolge ihres Gefügeaufbaues aus einer weichen Grundmasse und harten Tragkristallen besitzen die Weißmetalle sehr gute Gleiteigenschaften. Die Gießtemperatur beträgt etwa 550°.

Als Austauschlegierungen für hochzinnhaltige Weißmetalle kommen zinnarme bzw. zinnfreie Bleilegierungen mit Zusätzen von Kadmium, Nickel, Arsen in Frage (nach DIN 1703 U).

Hartmetalle.

1. Legierungen von Kobalt, Chrom, Wolfram mit Kohlenstoff besitzen eine außerordentlich hohe Härte. Sie behalten diese Härte auch bis zu sehr hohen Temperaturen bei.

Schnitt- und Ziehwerkzeuge sowie sonstige, bei hohen Temperaturen auf Verschleiß beanspruchte Teile werden deshalb mit Überzügen aus derartigen Legierungen versehen.

Man unterscheidet nach dem Herstellungsverfahren Gußmetalle und Sinter-Metalle.

2. Zu den Guß-Hartmetallen zählen die sog. Stellite. Sie sind Legierungen mit 0,5—3% C, 30—55% Co, 20—35% Cr, 9—25% W und 2—3% Fe. Die Brinell-Härte dieser Legierungen beträgt etwa 600 kg/mm². Im Flugmotorenbau werden diese Legierungen wegen ihres hohen Verschleiß- und Korrosionswiderstandes gegen Auspuffgase zu Auflagen auf Sitzflächen und Druckkappen hochbeanspruchter Ventile verwendet. Das Aufbringen der Stellit-Schicht erfolgt durch Auftropfen mittels Schweißbrenner auf die vorgewärmten Flächen.

Eine andere Gruppe der Hartmetalle sind die Wolfram-Karbid-Legierungen mit 2—4% C, 50—95% W, bis 37% Mo und bis 15% Ta.

Die Legierungen befinden sich nach dem Gießen im fertigen Zustand, sie dürfen weder geschmiedet noch wärmebehandelt werden. Ein Nachteil dieser Legierungen ist ihre hohe Sprödigkeit. Die Sinter-Hartmetalle besitzen etwas größere Zähigkeit.

3. Die Sinter-Metalle bestehen hauptsächlich aus Wolfram-Karbid. Ihre Zusammensetzung ist etwa 87—94% W, 4—6% C, bis 2% Fe und bis 6% Co. Der bekannteste Vertreter der Sinter-Hartmetalle ist die Krupp'sche Legierung Widia. Die Herstellung dieser Legierungen erfolgt durch Mischen des Wolfram-Karbides mit Eisen bzw. Kobalt in pulverigem Zustand. Eisen und

Kobalt dienen nur als Bindemittel. Die Masse wird in Formen gepreßt und bis zum Schmelzpunkt der Bindemetalle erhitzt. Dadurch tritt ein Sintern der Werkstoffe ein, und die harten Wolfram-Karbide sind in einer zähen Grundmasse aus Eisen oder Kobald eingelagert.

Auch die Sinter-Metalle dürfen nachträglich nicht geschmiedet oder wärmebehandelt werden. Ihre Bearbeitung kann nur durch Schleifen erfolgen. Hochleistungswerkzeuge erhalten Auflagen von Hartmetall, die in Form von Plättchen hart aufgelötet werden.

Leichtmetalle.

1. Von den etwa zehn metallischen Elementen, die ein spez. Gewicht von weniger als 3 (g/cm³) besitzen, haben bisher nur Aluminium und Magnesium technische Bedeutung erlangt.

2. Die reinen Metalle kommen für Konstruktionszwecke kaum in Betracht, da ihre Festigkeit zu gering ist.

Man versteht deshalb unter Leichtmetallen allgemein Legierungen von Aluminium oder Magnesium mit anderen Metallen.

3. Die wichtigsten Legierungsbildner für Aluminium sind:

Kupfer, Silizium, Magnesium, Zink.

Al-Zn-Legierungen werden jedoch als Fliegwerkstoffe bisher nicht verwendet.

Bestimmte Eigenschaften wie Warmfestigkeit, Gießbarkeit, Feinkörnigkeit, Korrosionsbeständigkeit u. dgl. werden durch geringe Zusätze anderer Metalle, z. B.

Nickel, Eisen, Mangan, Titan, Kobalt,

verbessert.

4. Als Legierungsbildner für Magnesium kommen hauptsächlich

Aluminium, Zink, Mangan

in Betracht. Die Magnesium-Legierungen sind in Deutschland meist unter dem Namen Elektron-Metall bekannt.

Aluminium und Aluminium-Legierungen.

Herstellung.

1. Aluminium wird auf elektrolytischem Wege aus Aluminium-Oxyd Al_2O_3 (Tonerde) im Schmelzfluß gewonnen. Etwa 2 kg Tonerde ergeben 1 kg Aluminium.

Da Tonerde in der Natur nicht rein vorkommt, muß erst durch einen Aufbereitungsprozeß eine Trennung der Tonerde von den übrigen Mineralien durchgeführt werden. Die wichtigsten Ausgangsstoffe für die Tonerde sind Bauxit und Laterit, die zu etwa 50 bis 65% Tonerde enthalten. Die Trennung erfolgt bei höheren Temperaturen und Überdruck durch Behandlung mit Natronlauge.

2. Das Rohaluminium wird in Elektro-Öfen, die mit niederer Spannung und hoher Stromstärke arbeiten, gewonnen. Vor der Weiterverarbeitung wird es nochmals umgeschmolzen, um eine gleichmäßige Zusammensetzung zu gewährleisten. Das aus Rohaluminium erschmolzene Aluminium wird gemäß DIN 1712 Bl. 1 als Reinaluminium H (Hüttenaluminium) bezeichnet zum Unterschied von Reinaluminium U nach DIN 1712 Bl. 2, das durch Umschmelzen von Aluminium-Abfällen gewonnen wird.

Reinaluminium H wird mit 99—99,7% Reinheitsgrad, Reinaluminium U mit 98/99—99,5% Al-Gehalt geliefert. Die vorhandenen Beimengungen sind hauptsächlich Silizium und Eisen sowie Spuren von Titan, Kupfer und Zink.

Die Leichtmetalle der Fliegwerkstoff-Liste werden aus Reinaluminium 99,5 hergestellt.

Je höher der Reinheitsgrad, desto weicher und besser verformbar ist der Werkstoff. Die chemische Beständigkeit und ebenso die elektrische Leitfähigkeit sind bei hohem Reinheitsgrad wesentlich besser. Für bestimmte Zwecke wird deshalb sogenanntes Reinst-Aluminium (mit 99,99—99,997% Reinheitsgrad) als Deckschicht für andere Aluminiumlegierungen verwendet.

Weiterverarbeitung.

3. Die Legierungen werden in Herd- oder Trommelöfen aus Reinaluminium unter Zusatz von Aluminium-Abfällen erschmolzen. Kleinere Mengen, wie sie zur Herstellung von Formgußstücken in Betracht kommen, werden vielfach auch in Tiegeln erschmolzen. Die Legierungszusätze werden meistens in Form von sog. Vorlegierungen hinzugefügt.

Der Schmelzpunkt des reinen Aluminiums von etwa 660° wird durch die Legierungszusätze erniedrigt. Die Grenztemperaturen des vollkommen flüssigen Zustandes liegen bei den wichtigsten Aluminium-Legierungen zwischen 570—650°, die Gießtemperaturen zwischen 650 und 750°. Vor dem Vergießen läßt man die Schmelzen einige Zeit abstehen und behandelt sie mit bestimmten Salzen, um die vorhandenen Oxydhäute und Gase zu entfernen.

4. Material, das durch Walzen, Schmieden oder Pressen weiterverarbeitet werden soll, wird in gußeisernen Formen (Kokillen) zu Blöcken vergossen. Das Gießen wird möglichst langsam und vorsichtig durchgeführt, um ein Mitreißen von Schlacken und Oxydhäuten zur vermeiden und eine Entmischung der Legierung durch Seigerungen in engen Grenzen zu halten.

Formguß-Teile werden meistens in trockenen Sandformen hergestellt. Bei großen Stückzahlen lohnen sich auch eiserne Formen (Kokillen-Guß). Wird das Metall in die Kokillen unter äußerem Überdruck eingeleitet, so bezeichnet man dies als Spritzguß bzw. Preßguß.

Die schnellere Abkühlung in eisernen Formen ergibt ein feinkörnerigeres Gefüge und bessere Festigkeitseigenschaften als bei Sandguß.

Infolge der hohen Wärmeausdehnung tritt bei der Erstarrung aus dem Schmelzfluß und bei der weiteren Abkühlung auf Raumtemperatur eine merkliche Volumen-Verminderung ein. Auf die Zuführung flüssigen Metalles durch Steiger und Trichter während der Abkühlung ist bei diesen Werkstoffen noch mehr Wert zu legen als bei den Schwermetallen, da sonst leicht Lunker-

bildungen entstehen. Die Vermeidung großer Unterschiede in den Wanddicken ist gleichfalls besonders wichtig. Da die Festigkeit der Legierungen bei höheren Temperaturen sehr gering ist, müssen Schrumpfspannungen bei der Abkühlung möglichst vermieden werden, da sonst leicht Warmrisse auftreten.

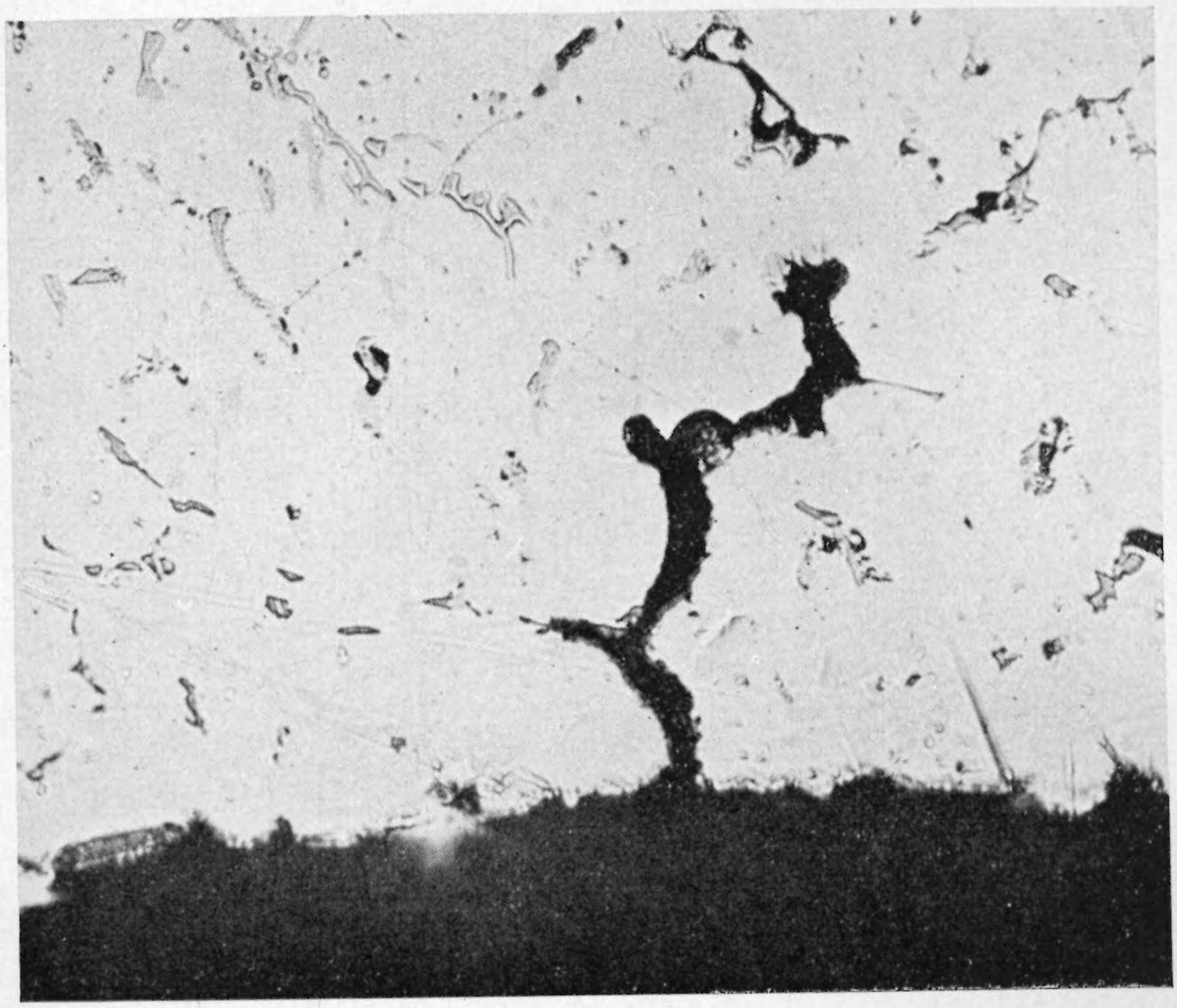

Abb. 1.

Warmriß und Mikrolunker in einer Al-Cu-Legierung (Kokillenguß). Helle Al-Cu-Mischkristalle mit eingebettetem $Cu-Al_2$. Rißverlauf längs der Korngrenzen.

5. Die Weiterverarbeitung der Gußblöcke zu Halbzeugen erfolgt zunächst auf Strang- oder Schmiedepressen bei Temperaturen von 400—500°. Die Zertrümmerung des Gußgefüges sowie der in der Wärme stattfindende Ausgleich der Zusammensetzung zwischen den einzelnen Körnern hat eine erhebliche Steigerung der Festigkeitseigenschaften zur Folge.

Je stärker und allseitiger die Durchknetung vorgenommen wird, desto günstigere Ergebnisse werden erzielt. Beim Strangpressen erfolgt die Verformung hauptsächlich in Längsrichtung, infolgedessen sind die Festigkeitseigenschaften quer zur Faserrichtung stets niedriger als in Längsrichtung. Einigermaßen gleichmäßige Festigkeitswerte in verschiedenen Richtungen sind nur durch allseitiges Schmieden hervorzubringen.

Die endgültigen Abmessungen erhalten Bleche und Bänder durch Kaltwalzen, Rohre, Stangen und Drähte durch Kalt-

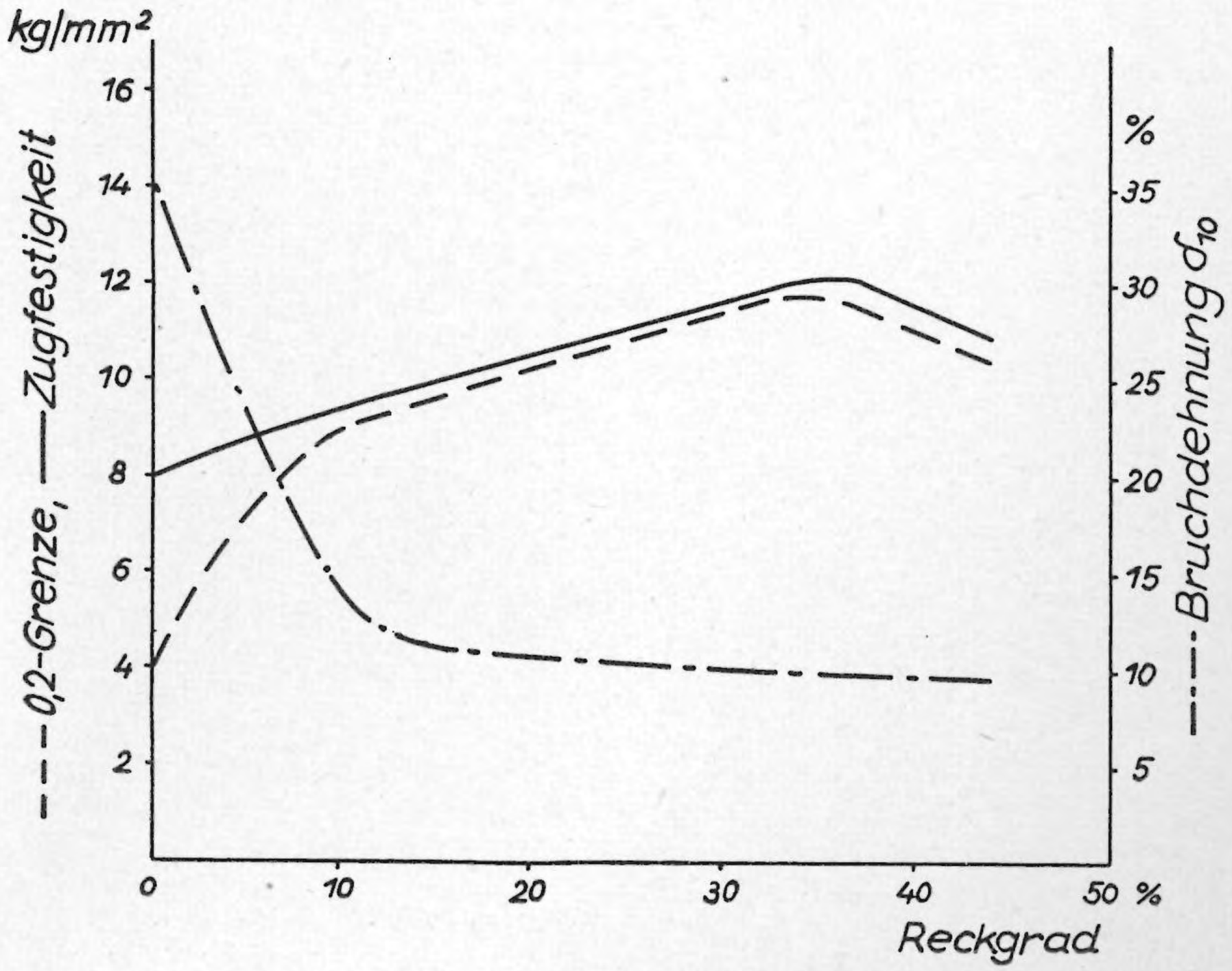

Abb. 2.

Änderung der Festigkeitseigenschaften an einer Rundstange aus Al 99,5 durch Kaltziehen.

Ausgangszustand: warmgepreßte Stange von 40 mm ∅.

ziehen. Dabei tritt eine Verfestigung ein, die vom Reckgrad und den Querschnittsabmessungen abhängig ist (siehe WK 33, 14).

In Abb. 2 sind als Beispiel für die Verfestigung beim Kaltziehen die Änderungen der Streckgrenze, Festigkeit und Dehnung an einer 40-mm-Rundstange aus Reinaluminium gezeigt. Bereits bei Reckgraden unter 10% tritt eine Erhöhung der Streckgrenze auf über das Doppelte des Ausgangswertes ein, die mit einer gleich starken Verminderung der Dehnung verbunden ist. Bis zu etwa 35% Reckgrad steigen Festigkeit und Streckgrenze gleichmäßig weiter an, während die Dehnung annähernd gleich groß bleibt. Nach Überschreitung des zulässigen Reckgrades fällt die Festigkeit wieder ab und es besteht die Gefahr von Rißbildungen im Kern durch Überziehen. Vor der weiteren Verformung sind daher Zwischenglühungen vorzunehmen.

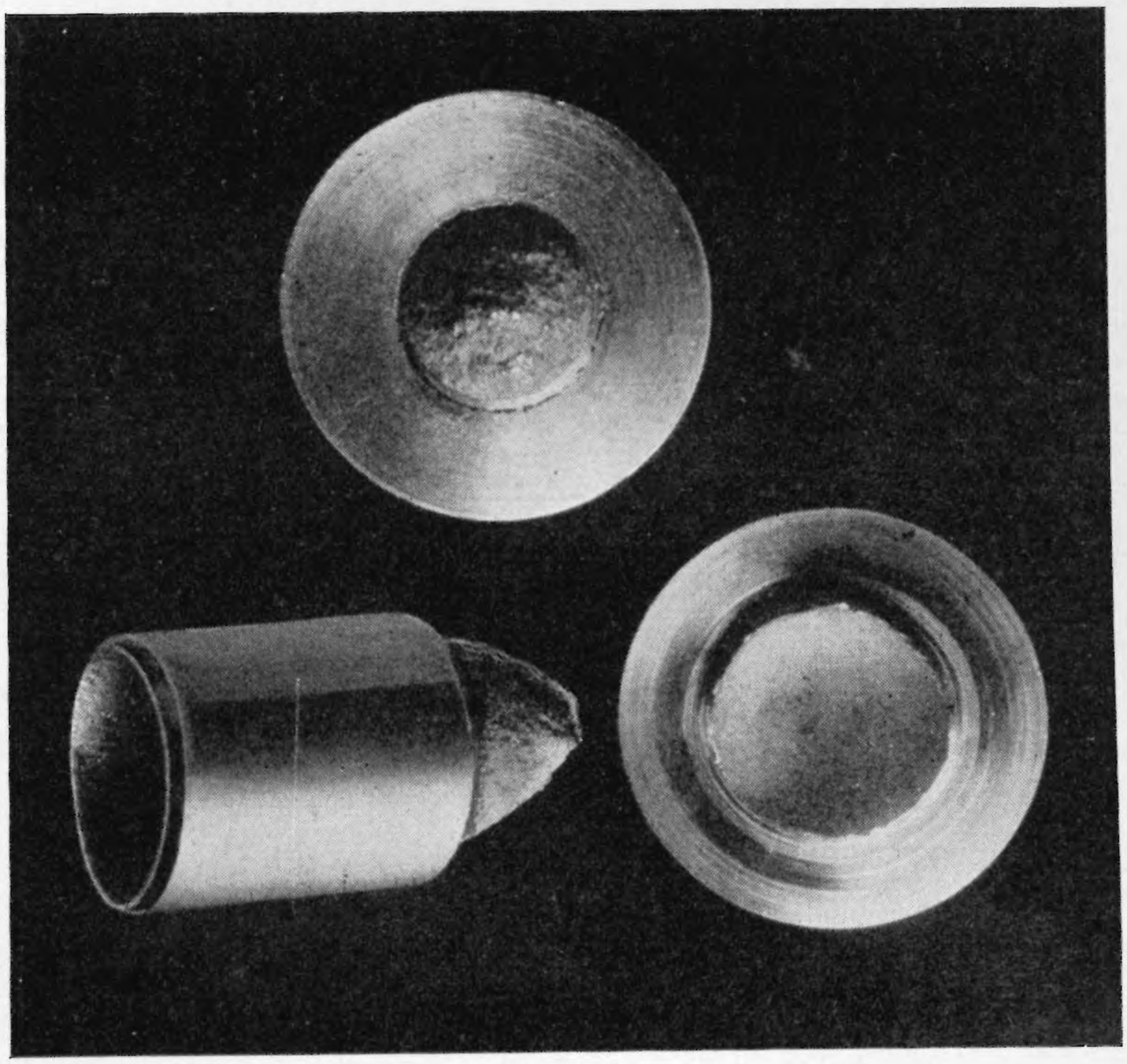

Abb. 3.

Überzogene Rundstange aus einer Al-Cu-Mg-Legierung. Ausbildung von kegelförmigen Rißflächen im Innern der Stange.

6. Zu den plastischen Formgebungsarbeiten rechnet auch das Tiefziehen, Drücken und Treiben von Blechen, das Abkanten und Ziehen von Blechprofilen sowie das Biegen von Rohren.

Der Abrundungsradius beim Abkanten von Blechen richtet sich nach der Formänderungsfähigkeit der Legierung, ihrem Behandlungszustand und der Blechdicke. Weichgeglühte dünne Bleche lassen die kleinsten Abrundungen zu.

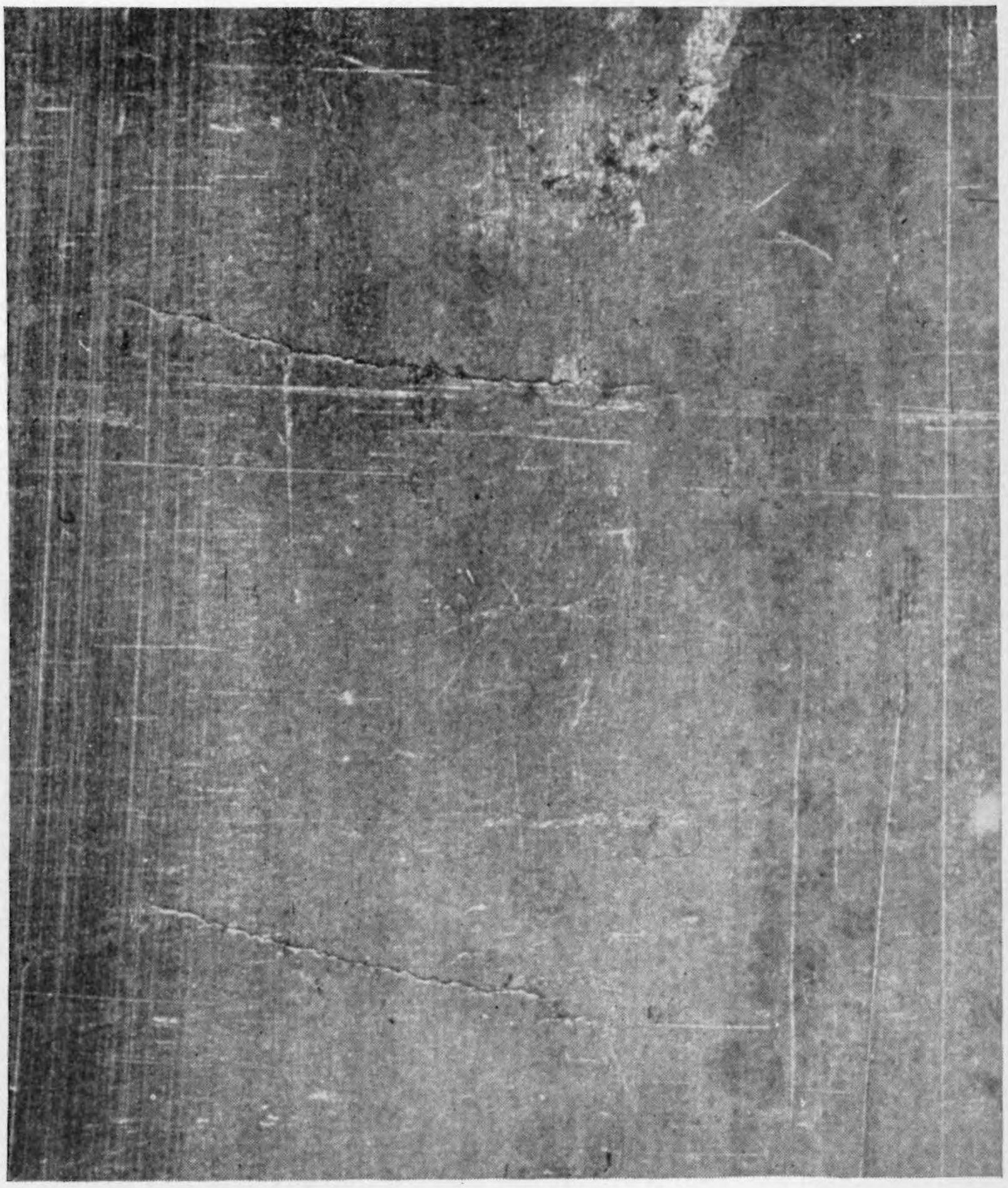

Abb. 4.

Spannungsrisse in einem kaltgezogenen Profilrohr aus Al-Cu-Mg-Legierung.

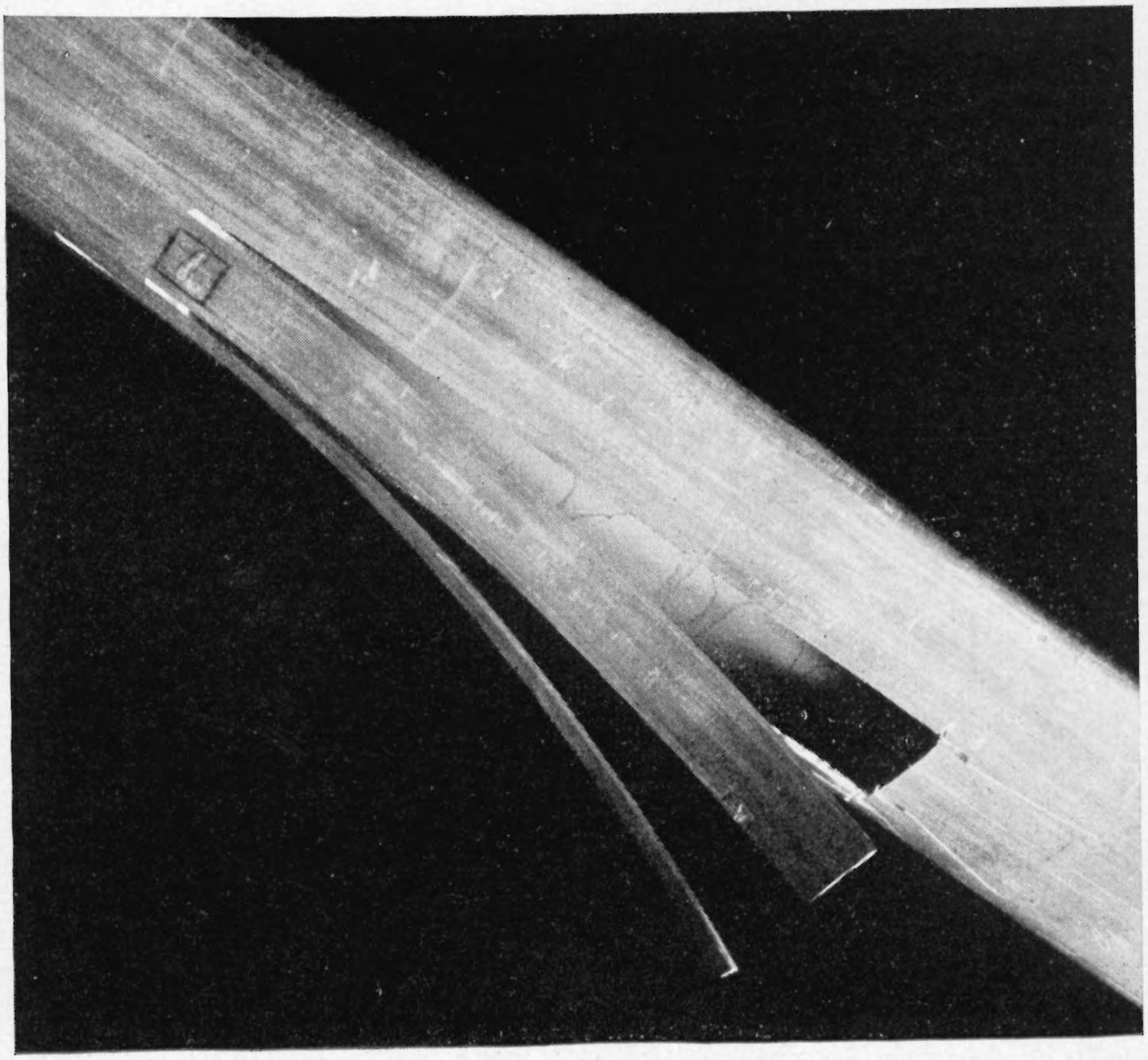

Abb. 5.
Nachweis der inneren Spannungen an herausgetrennten Streifen eines Profilrohres.

Der Abrundungsradius beträgt bei

Reinaluminium
weich . . . . . etwa einfache Blechdicke
halbhart . . . . . 1—1,5fache „

Al-Mg-Si-Legierungen
weich . . . . . 1—1,5fache „
halbhart . . . . . 2—2,5fache „

Al-Cu-Mg-Legierungen
weich . . . . . 1,5—2fache „
ausgehärtet . . . . 2,5—3fache „

Al-Mg-Legierungen
weich . . . . . 2—3fache „
halbhart . . . . . 3—5fache „

Beim Biegen von Rohren soll der Krümmungshalbmesser gleich dem 3fachen Außendurchmesser sein. Dünnwandige Rohre sind mit Sand oder Kolophonium zu füllen, um ein Flachquetschen an der Biegestelle zu vermeiden.

7. In jedem kaltverformten Teil sind erhebliche innere Spannungen vorhanden. Diese Spannungen können im Betriebe mit der Zeit zu Rißbildungen Anlaß geben. (Spannungsrisse.)

Abb. 4 zeigt Risse in einer Profilrohrstrebe aus Fliegwerkstoff 3115. Der zackige Verlauf der Risse ist kennzeichnend dafür, daß die Risse entlang den Korngrenzen sich ausgebreitet haben. Die Höhe der Spannungen kann aus den Verformungen von Streifen, die vorsichtig aus der Wandung herausgetrennt wurden, abgeschätzt werden. Die herausgetrennten Streifen krümmen sich unter dem Einfluß der inneren Spannungen. Aus den Durchbiegungen kann daher überschläglich die Höhe der Spannungen an den Rändern berechnet werden.

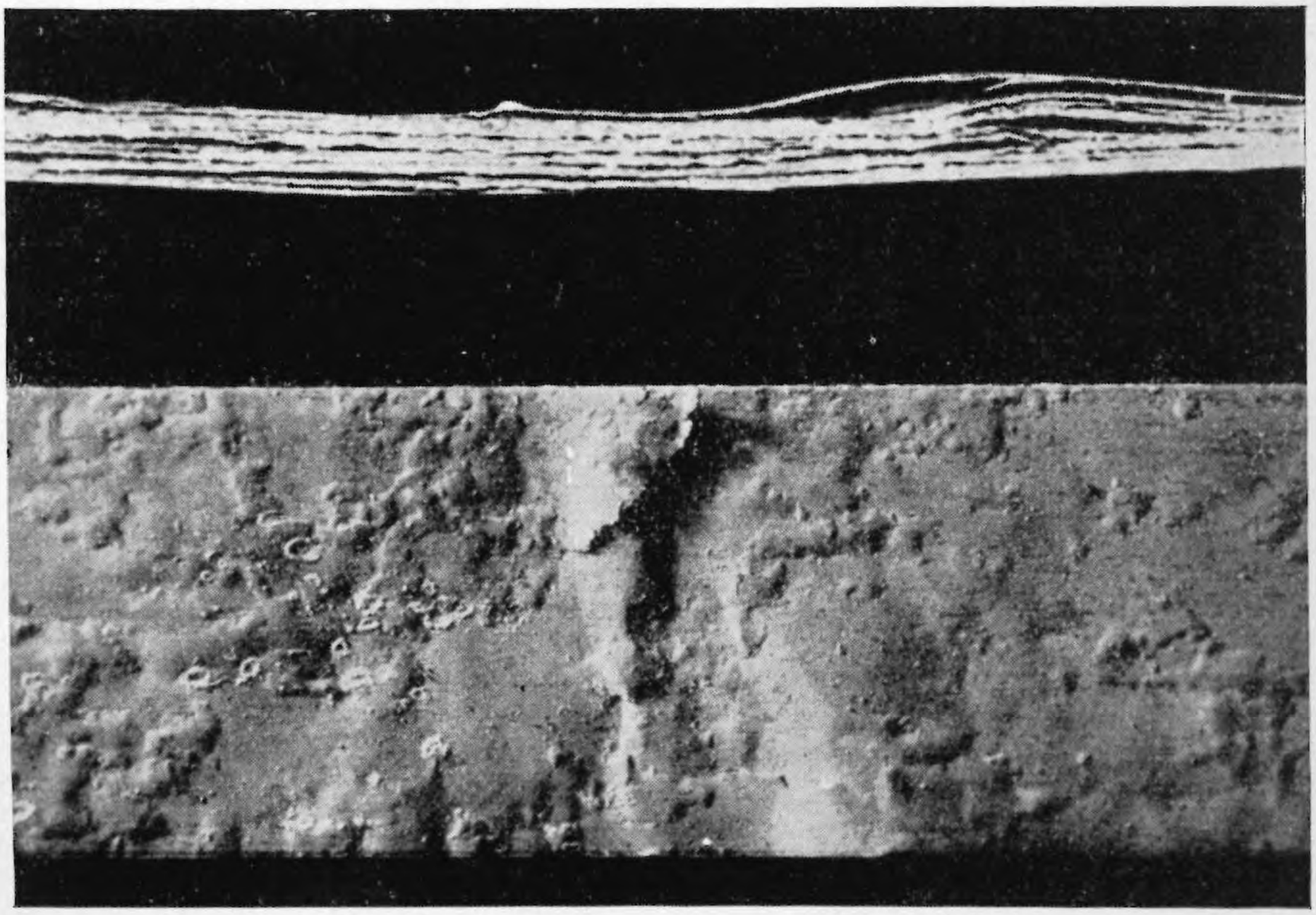

Abb. 6.
Aufblätterungen in einem überwalzten Blech aus Al-Mg-Legierungen nach kurzer Korrossionszeit.

Die Rißbildung wird beschleunigt durch zusätzlichen schwachen Korrosionsangriff und ungünstige Gefügeausbildung. An überwalzten Blechen z. B. treten Aufblätterungen auf, bei kaltverformten Rohren oder Profilen sind die Rißbildungen meist ganz unregelmäßig. Der Rißverlauf läßt ohne

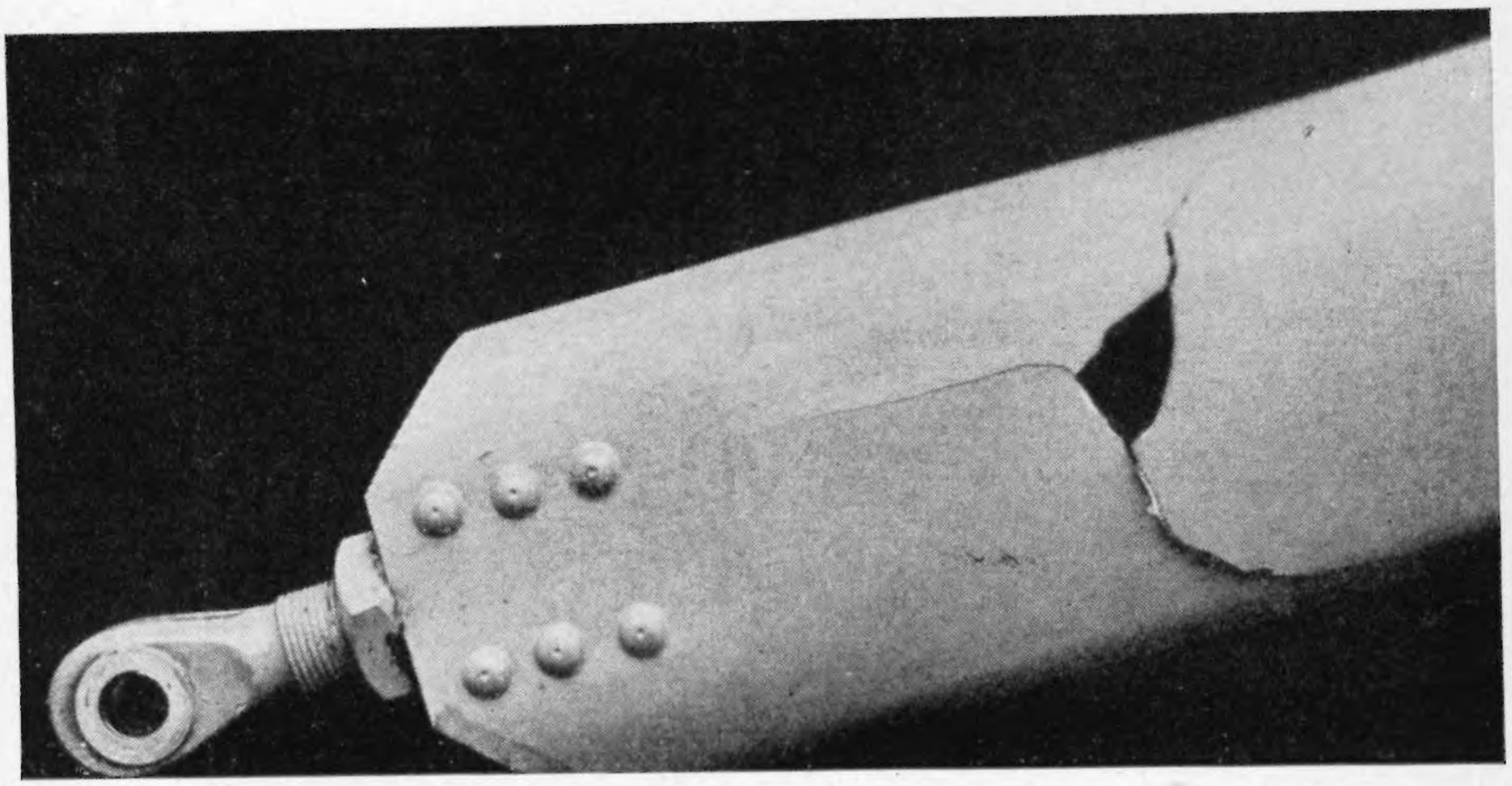

Abb. 7.
Spannungs-Korrossionsrisse in einer Profilrohr-Strebe aus Al-Mg-Legierung.

weiteres erkennen, daß die Ursache für diese Schäden nicht auf überbeanspruchungen im Betriebe zurückzuführen ist, sondern in den Kaltverformungen begründet ist, die das Halbzeug bei der Herstellung oder weiteren Verarbeitung erfahren hat.

8. Durch nachträgliche Erwärmung geht die Kaltverfestigung mit zunehmender Temperatur immer mehr zurück. Mit dem Erreichen der Rekristallationstemperatur oberhalb 200° (vgl. WK 33, 19) tritt eine Neubildung der Kristallkörner ein, die Festigkeit sinkt dabei auf die des weichgeglühten Zustandes, die Verformbarkeit steigt entsprechend. Um Grobkornbildung zu vermeiden, sind möglichst hohe Verformungsgrade, rasche Erwärmung auf über 300° und kurze Glühzeiten anzuwenden.

Nietdraht, der früher vielfach im weichgeglühten Zustand für die Nieten-Herstellung angeliefert wurde, wird neuerdings nur noch mit Reckgraden über 20% verarbeitet, um bei der späteren Wärmebehandlung vor der Vernietung ein feines Korn und gute Schlagfähigkeit zu erhalten.

Gefügelehre.

1. Zum besseren Verständnis der bei der Formgebung und Wärmebehandlung stattfindenden Vorgänge im Gefüge werden nachfolgend die Zustandsschaubilder der Aluminium-Legierungen mit den wichtigsten Gefügebildnern Silizium, Kupfer und Magnesium besprochen. Die technischen Legierungen enthalten zwar gleichzeitig immer mehrere Legierungskomponenten und diese bilden nicht nur mit Aluminium, sondern auch untereinander Mischkristalle bzw. chemische Verbindungen, die grundsätzlichen Vorgänge in den Legierungen sind jedoch aus den Zweistoff-Zustandsschaubildern zu entnehmen.

2. Mit Silizium bildet Aluminium keine chemische Verbindung. Aluminium-Silizium-Legierungen bestehen deshalb bei Raumtemperatur aus weichen Al-Mischkristallen und harten Si-Kristallen. Praktische Bedeutung haben Legierungen bis etwa 21% Si.

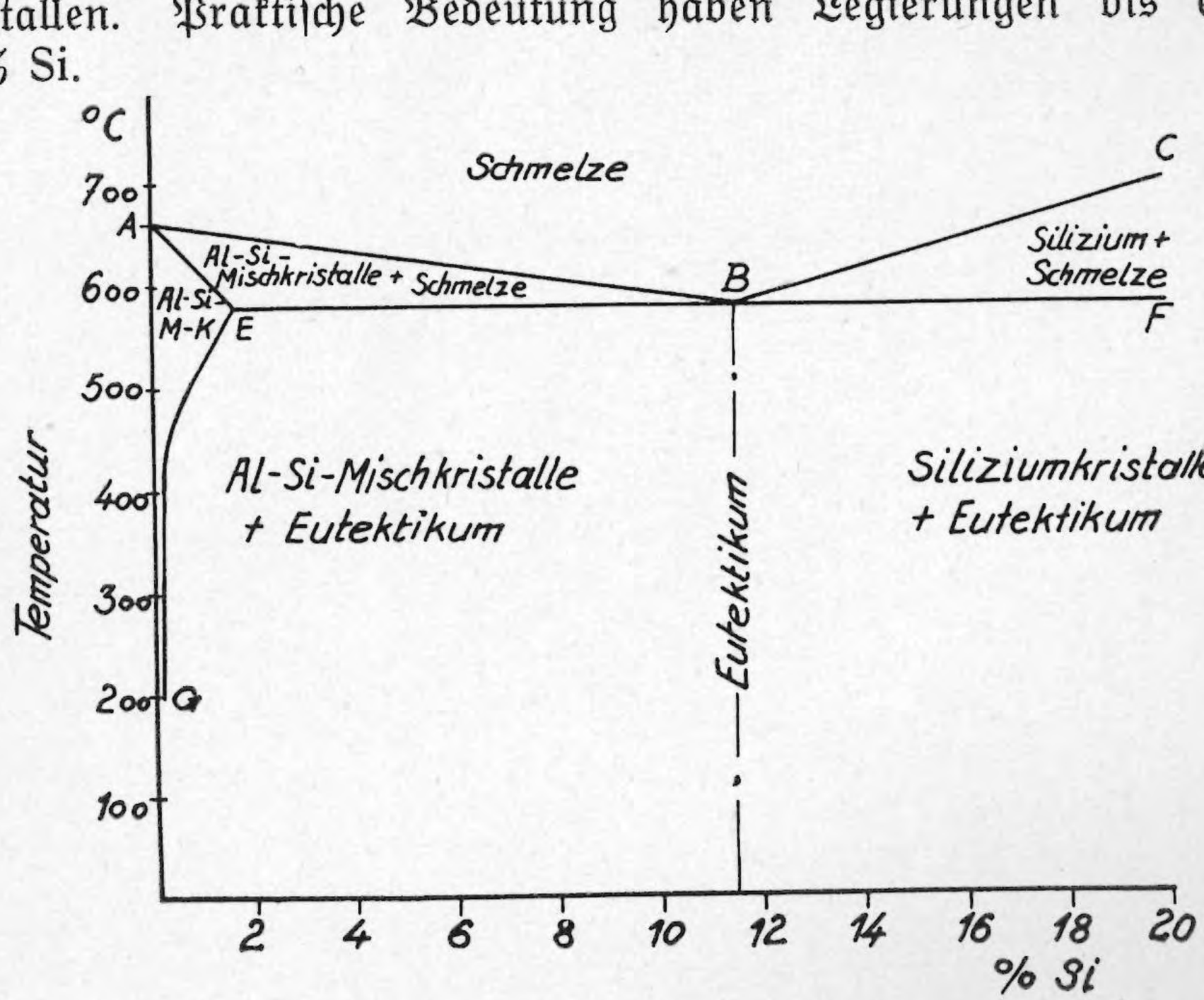

Abb. 1.
Zustandsschaubild der Al-Si-Legierungen.

Aus dem Zustandsschaubild ist zu ersehen, daß mit steigendem Si-Gehalt die Temperaturen beginnender Erstarrung (Linie A B) niedriger werden. Bei 11,5 % Si besitzt die Legierung eutektische Zusammensetzung und damit einen einheitlichen Schmelz- und Erstarrungspunkt bei 578° (B). Mit höherem Si-Gehalt steigen die Temperaturen, bei denen die Legierungen vollkommen flüssig sind, wieder an (Linie B C). Bei Abkühlung unter die Linie A B erstarren in Legierungen mit weniger als 11,5% Si zuerst Al-Si-Mischkristalle. Die Restschmelze reichert sich dadurch an Si an, bis sie eutektische Zusammensetzung aufweist. Nach Unter-

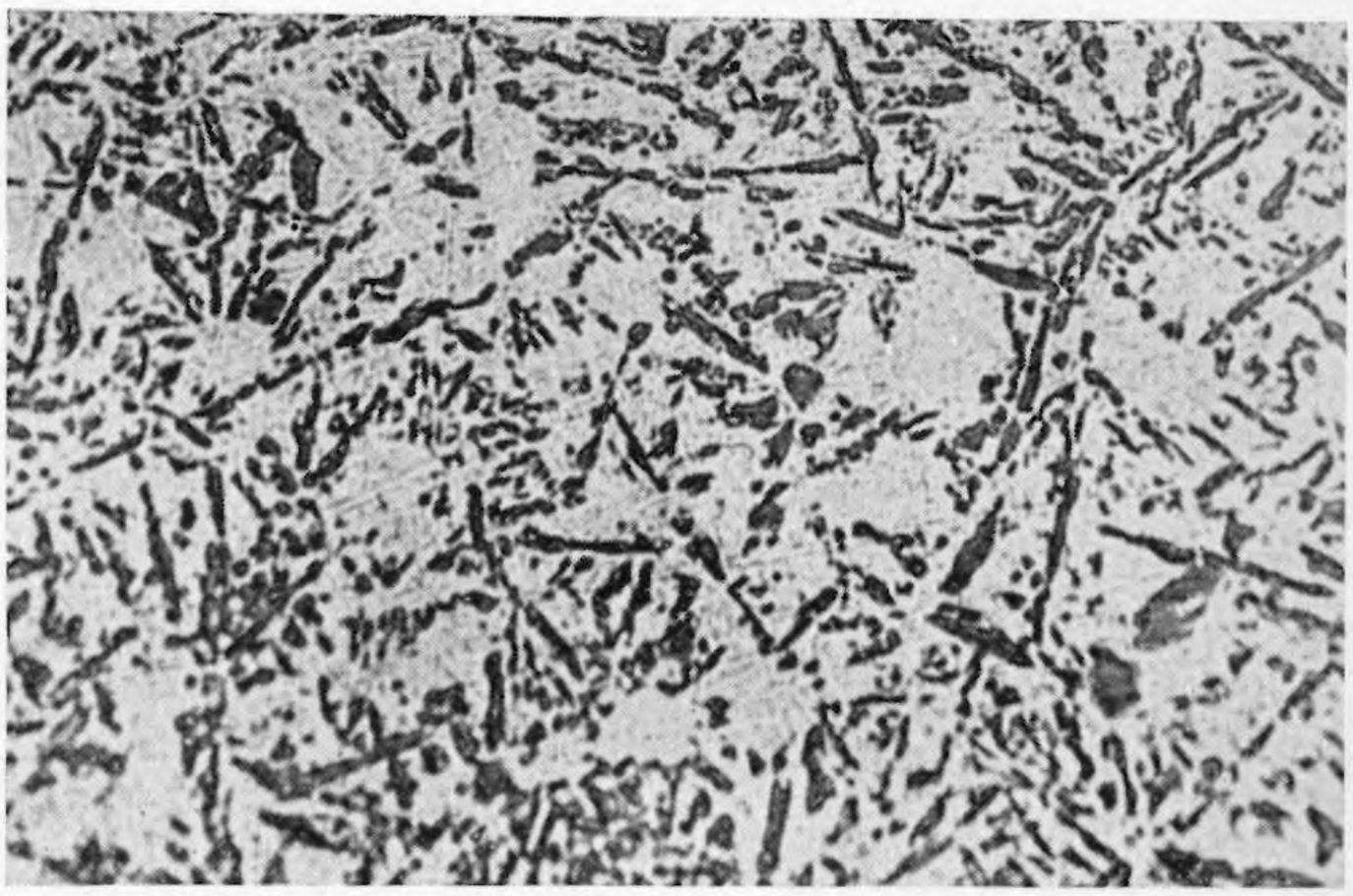

Abb. 2.
Gefügebild einer unveredelten Al-Si-Legierung mit 11 % Si. Nadelige Si-Kristalle in Al-Mischkristall-Grundmasse.

schreitung der Temperaturlinie A E B befindet sich die ganze Linie im festen Zustand. Bei der eutektischen Temperatur besitzt Al die größte Aufnahmefähigkeit für Si. 1,6% Si sind dabei in den Al-Kristallen gelöst, Legierungen dieser Zusammensetzung sind also homogen, d. h. sie bestehen nur aus Al-Si-Mischkristallen. Kühlt die Legierung weiter ab, so verringert sich die Löslichkeit des Si entsprechend der Linie E G, d. h. aus den Mischkristallen scheidet sich Si aus. Bei Temperaturen unter 300° vermag Al nur noch 11% Si in sich aufzunehmen. Al-Si-Legierungen bis etwa 11% Si bestehen deshalb bei Raumtemperatur fast aus

reinen Al-Kristallen und je nach den Abkühlungsbedingungen grober oder feiner ausgebildetem Al-Si-Eutektikum (Abb. 2). Durch Veredelung, d. h. Behandlung der Schmelze mit geringen Zusätzen von metallischem Natrium oder Natrium-Salzen kurz vor dem Vergießen wird die Ausbildung des

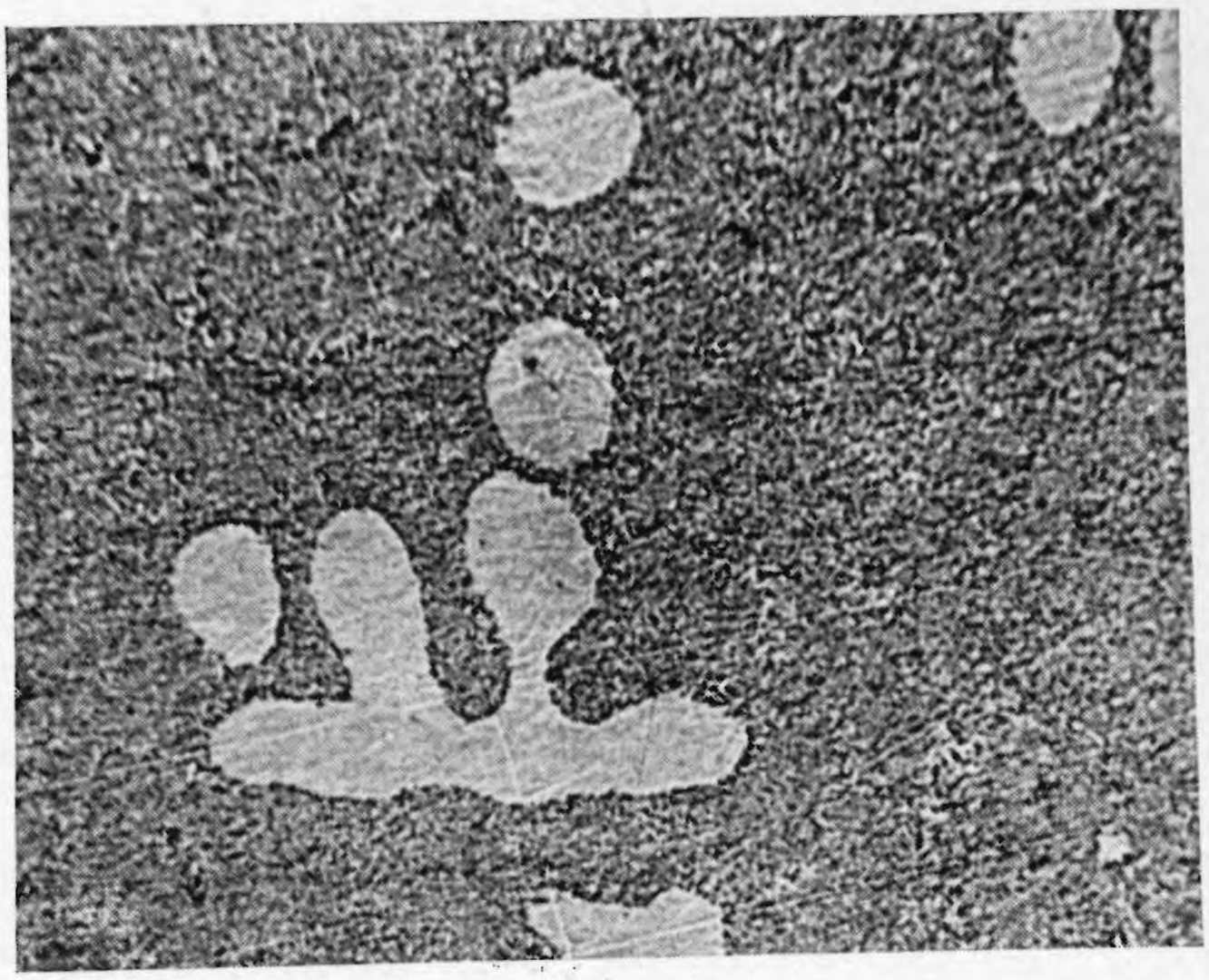

Abb. 3.
Gefügebild einer veredelten Al-Si-Legierung mit 12 % Si. Al-Mischkristalle (Dendriten) in feinkörnigem Al-Si-Eutektikum.

Eutektikums vollkommen verändert (Abb. 3). An Stelle der nadeligen Kristallform bildet das Si jetzt ganz feine rundliche Kriställchen in gleichmäßiger Verteilung. Die Zähigkeit der Legierung wird dadurch günstig beeinflußt.

Die Behandlung mit Natrium verschiebt den eutektischen Punkt B scheinbar zu höheren Si-Gehalten und erniedrigt gleichzeitig die Erstarrungslinie E B F. Veredelte Legierungen haben erst bei 13 % Si-Gehalt ein rein eutektisches Gefüge, dessen Schmelzpunkt bei 565° liegt. Diese Legierungen bleiben bis zur Erstarrung dünnflüssig und werden deshalb vorzugsweise für dünnwandige Gußstücke verwickelter Formen verwendet.

In unveredelten Legierungen mit über 11,5% Si bzw. in veredelten Legierungen mit über 13% Si bilden sich nach Unter-

schreitung der Temperaturlinie B C zunächst plattenförmige Si-Kristalle aus der Schmelze. Die Schmelze verarmt dadurch an Si und erstarrt bei der Temperatur B F schließlich als Eutektikum. Die hochsiliziumhaltigen Legierungen sind sehr spröde und für normale Konstruktionszwecke nicht zu verwenden. Sie besitzen jedoch bestimmte Eigenschaften, die sie für Sonderzwecke sehr geeignet machen (siehe WK 47, 11).

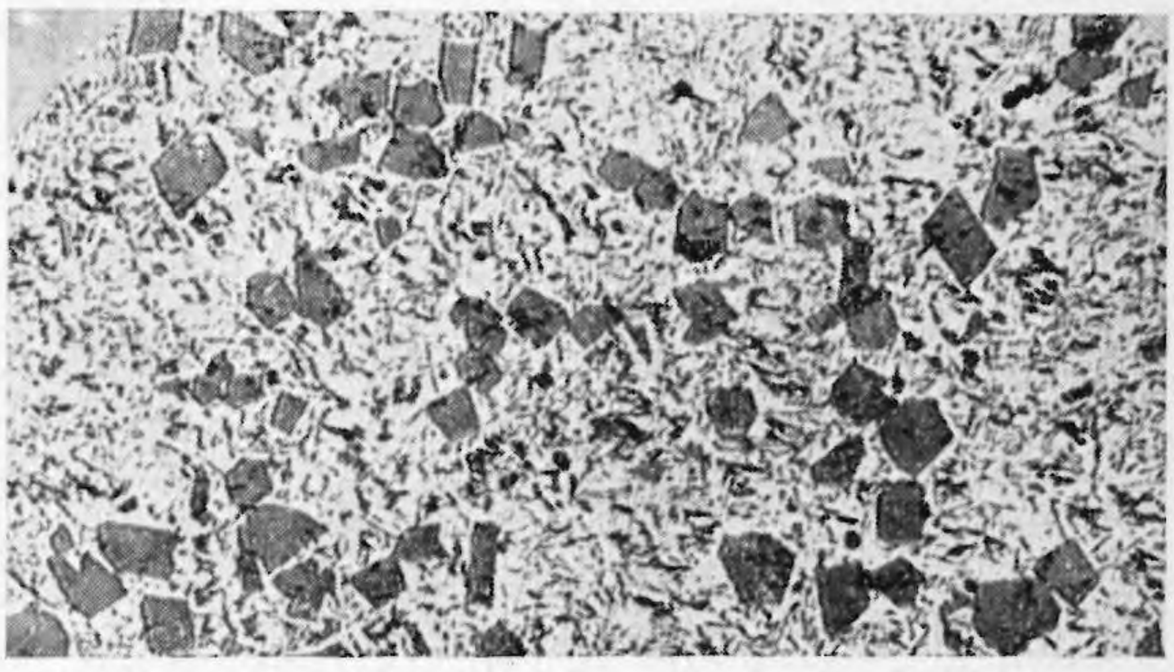

Abb. 4.
Gefügebild einer Al-Si-Legierung mit über 13 % Si. Primär gebildete Si-Kristalle in der Al-Si-Grundmasse.

3. Die technisch wichtigen Legierungen von Alumnium mit Kupfer enthalten Kupfer-Zusätze von höchstens 16%. Neuerdings geht jedoch die Entwicklung von den hochkupferhaltigen Legierungen ab, da schon bei geringen Cu-Gehalten durch Hinzufügung von anderen Legierungszusätzen wesentlich günstigere Eigenschaften erzielt werden können. Die meisten heute verwendeten Legierungen haben unter 5% Cu.

Cu-Zusätze bis zur eutektischen Zusammensetzung (33%) setzen die Erstarrungstemperaturen bis auf 548° herab. Bei der Abkühlung derartiger Legierungen unter die Linie A B kristallisieren zuerst Al-Cu-Mischkristalle aus der Schmelze. Die endgültige Erstarrung wird bei den Temperaturen A C D erreicht. Legierungen mit über 6% Cu haben eine gemeinsame untere Erstarrungstemperatur von 548°.

Bis 6% Cu werden von dieser Temperatur vom Al in fester Lösung aufgenommen. Mit sinkender Temperatur geht jedoch die

Löslichkeit gemäß der Linie CE zurück. Bei Raumtemperatur sind nur noch 0,5 % Cu im Al enthalten. Der Kupfer-Zusatz ist im Al nicht als metallisches Cu vorhanden, sondern er liegt als spröde Cu-Al-Verbindung (Kupferaluminid) von der Zusammensetzung $Cu-Al_2$ vor. Bei Raumtemperaturen be-

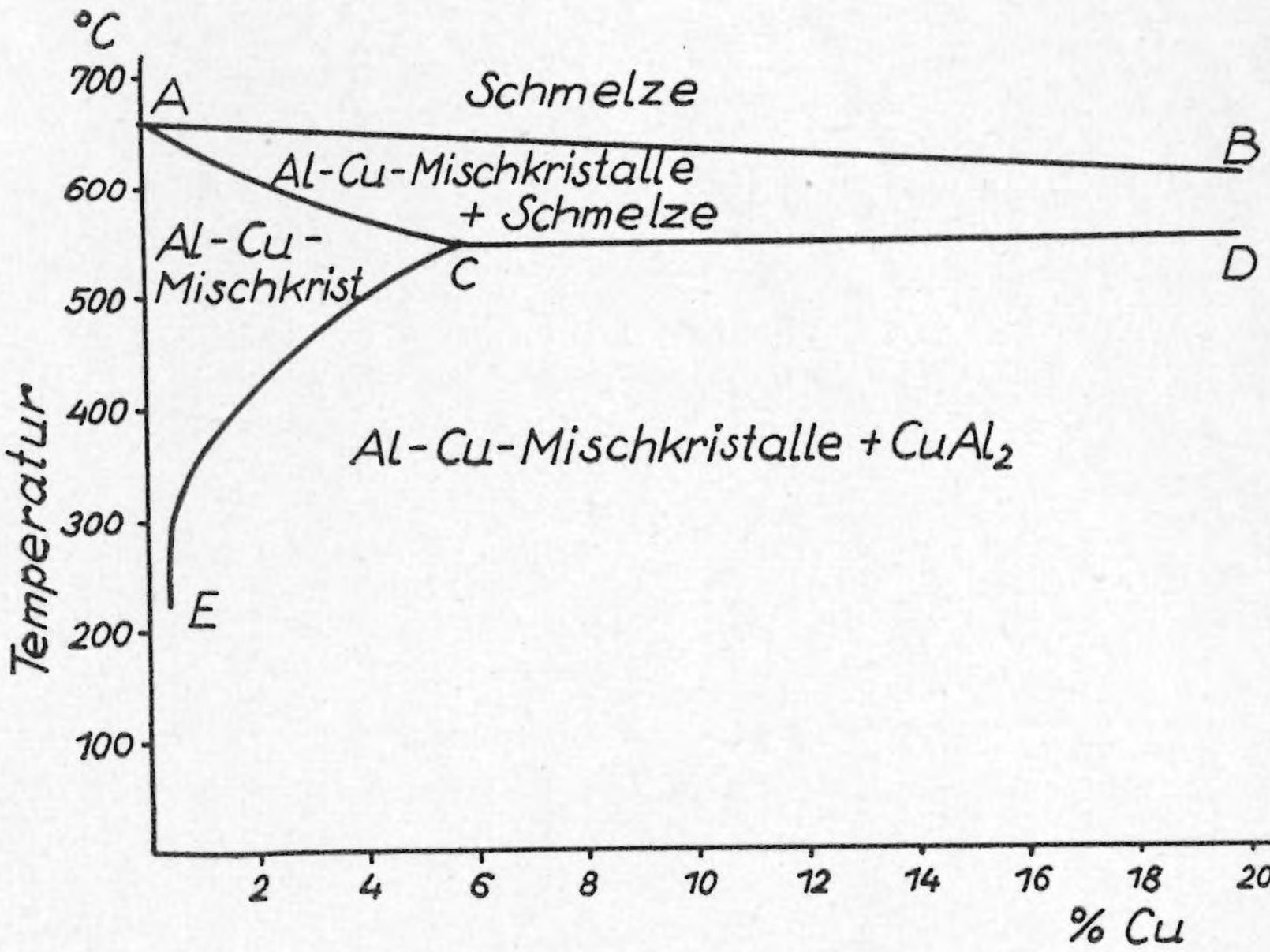

Abb. 5.
Zustandsschaubild der Al-Cu-Legierungen.

stehen danach die Al-Cu-Legierungen im Gleichgewichtszustand aus einer kupferarmen Al-Grundmasse mit zwischen den Körnern eingebettetem Kupferaluminid.

4. Das Zustandsschaubild der Aluminium-Magnesium-Legierungen ähnelt dem Al-Cu-Schaubild. Die eutektische Zusammensetzung liegt bei 35% Mg und besitzt einen Schmelz-

punkt von 448°. Die größte Löslichkeit von Mg in Al beträgt im festen Zustand bei der eutektischen Temperatur 15% und fällt bei Raumtemperatur auf etwa 3% ab.

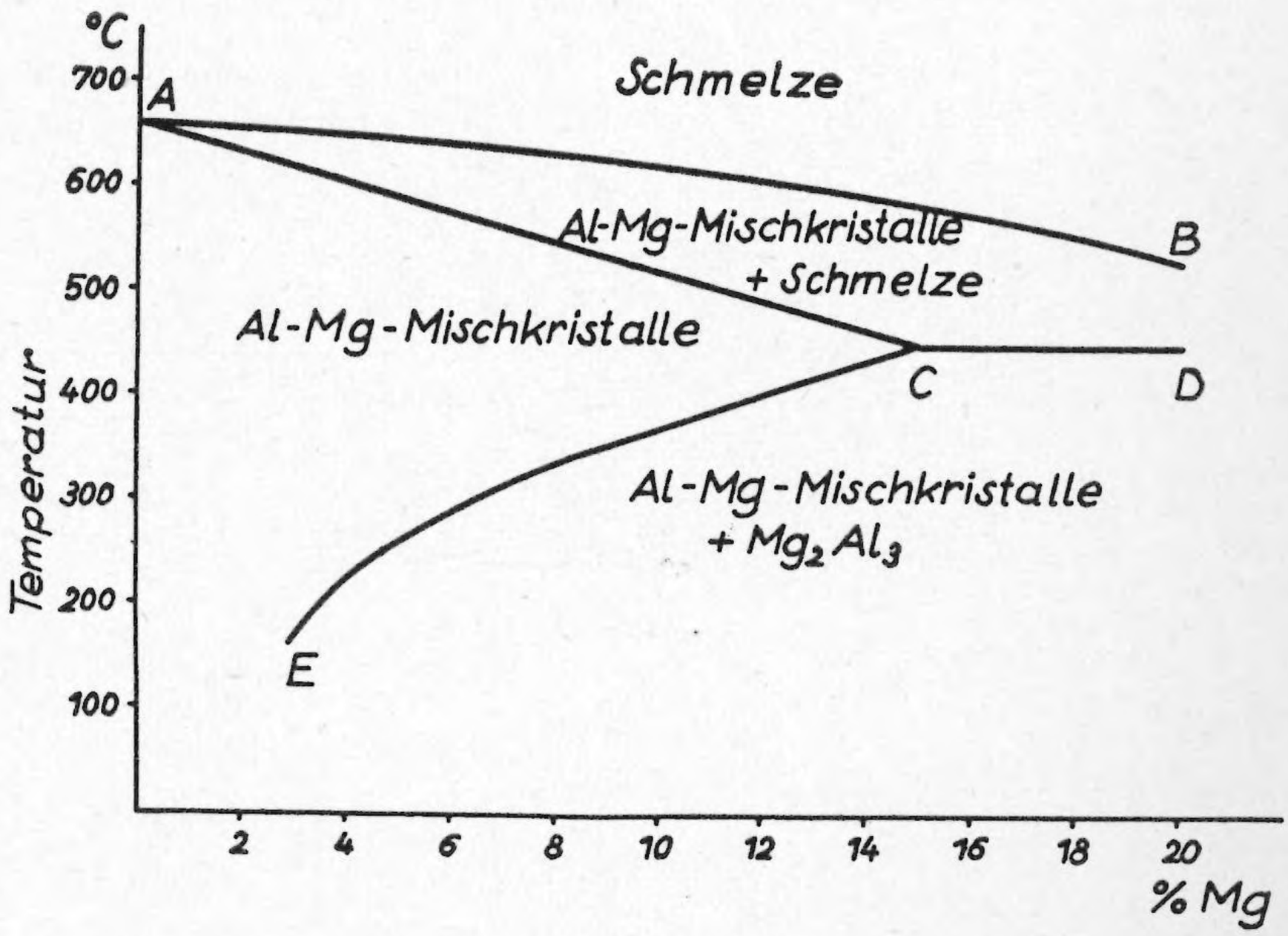

Abb. 6.

Zustandsschaubild der Al-Mg-Legierungen.

Magnesium bildet mit Aluminium eine chemische Verbindung (Magnesiumaluminid) der Zusammensetzung Mg_3—Al_2. Praktische Bedeutung haben nur Legierungen bis etwa 9 % Mg, weil mit zunehmendem Mg-Gehalt sowohl die Herstellung als auch die Verarbeitung große Schwierigkeiten bereitet. Legierungen mit bis 9% Mg befinden sich nach dem Zustandsschaubild oberhalb der Linie C E im homogenen Zustand. Bei niedrigeren Temperaturen scheidet sich ein entsprechender Anteil von Magnesiumaluminid aus den Mischkristallen aus.

5. Alle bisher beschriebenen Gefüge-Zustände gelten sowohl für Guß- als auch für Knetlegierungen. Sie stellen sich bei langsamem Erwärmen bzw. Abkühlen ein, sofern der Ausgleich zwischen den verschiedenen Gefügebestandteilen durch Diffusion erfolgt ist. Das Erreichen des Gleichgewichtszustandes ist jedoch sehr vom Werkstoffzustand, der Zusammensetzung sowie der Temperatur abhängig. Gußlegierungen erfordern längere Behandlungszeiten zur Einstellung des Gleichgewichtes als Knetlegierungen. Desgleichen findet ein Ausgleich bei höheren Temperaturen lebhafter statt als bei tieferen. Unterhalb 200° ist über größere Bereiche ein Ausgleich nicht mehr möglich, nur noch innerhalb der Körner finden bei diesen Temperaturen in einzelnen Legierungen noch Veränderungen statt.

Wärmebehandlung.

1. Die Abhängigkeit der Gefügeänderungen von der Erwärmungsdauer sowie der Abkühlungsgeschwindigkeit ist bei der Wärmebehandlung der Legierung zu beachten.

Man unterscheidet folgende Arten der Wärmebehandlung:

Weichglühen
Homogenisieren
Aushärten (Vergüten)

Weichglühen.

2. Das Weichglühen wird an Knetlegierungen vorgenommen, um den Werkstoff in den Zustand bester Verformbarkeit zu versetzen. Die Glühtemperaturen sind bei den einzelnen Legierungen etwas verschieden, sie liegen jedoch meistens zwischen 330 und 380°.

Durch Erwärmung auf diese Temperaturen wird einerseits die Verfestigung an kaltverformtem Werkstoff aufgehoben, da durch Rekristallisation eine Neubildung bzw. Umbildung des Gefüges stattfindet, andererseits vollziehen sich in homogenen Legierungen Ausscheidungserscheinungen, wodurch die Verformbarkeit vielfach ebenfalls verbessert wird. Weichgeglühter Werkstoff liegt demnach im heterogenen Zustand vor.

Da mit längerer Glühdauer ein Kornwachstum verbunden ist, wendet man möglichst kurze Glühzeiten an und erhitzt möglichst rasch auf Glühtemperatur (sog. Stoßglühen).

Homogenisieren.

3. Nach den Zustandsschaubildern (WK 45, Abb. 1, 5, 6) nimmt die Löslichkeit des Aluminiums für Si, Cu, Mg bei höheren Temperaturen zu. Innerhalb des Temperaturbereiches A C E befinden sich die Legierungen im homogenen Zustand. Durch schnelles Ab-

kühlen von Temperaturen oberhalb der Linie C E wird der homogene Zustand auch bei Raumtemperatur erhalten.

Das Homogenisieren erhöht den Korrosionswiderstand der Legierungen. Es wird sowohl bei Guß als auch bei Knetlegierungen zu diesem Zwecke angewendet.

Aushärten (Vergüten).

4. In Legierungen, die bei höheren Temperaturen homogen, bei niedrigeren Temperaturen jedoch heterogen sind, spielen sich nach dem Abschrecken Vorgänge innerhalb der Kristalle ab, die man als Ausscheidungsvorgänge bezeichnet. Wenn diese Änderungen mit einer Erhöhung der Härte und Festigkeit verbunden sind, spricht man von Aushärtung. Nicht alle Ausscheidungsvorgänge wirken jedoch festigkeitssteigernd.

Schreckt man z. B. eine Al-Legierung mit 4% Cu von Temperaturen oberhalb 500° ab, so bleibt der homogene Zustand noch bei Raumtemperaturen erhalten. Nach dem Zustandsschaubild können eigentlich nur 0,5% Cu im Al bei dieser Temperatur gelöst sein. Die Mischkristalle enthalten also rund 3,5% Cu zuviel, sie sind übersättigt. Bei langer Abkühlung oder bei längerer Erwärmung auf Temperaturen oberhalb 200° würde ein Zerfall der übersättigten Mischkristalle eintreten, das Kupferaluminid würde sich ausscheiden und der Gefügezustand wäre heterogen. Durch die rasche Abkühlung ist zwar eine Ausscheidung verhindert worden, doch besteht natürlich das Bestreben, in den heterogenen Zustand überzugehen.

In bestimmten Legierungen, z. B. Al-Cu-Legierungen mit Mg-Zusatz, gehen nun bereits bei Raumtemperatur Veränderungen in den Mischkristallen vor sich, die als Vorbereitung der Ausscheidung anzusehen sind, jedoch noch keine im Gefügebild sichtbaren Ausscheidungen hervorbringen. Diese Vorgänge, deren Natur im einzelnen noch nicht genau bekannt ist, führen eine Steigerung der Härte und Festigkeit herbei, während die Formänderungsfähigkeit dadurch kaum vermindert wird. Legierungen, in denen schon bei Raumtemperatur eine Erhöhung der Festigkeitseigenschaften von selbst eintritt, bezeichnet man als „natürlich alternde“ oder „selbsttätig aushärtbare“ Legierungen.

Auch die natürlich aushärtenden Legierungen können in der Wärme ausgehärtet werden. Der Aushärtevorgang verläuft dann entsprechend schneller. Auf der anderen Seite kann man durch Abkühlen auf Temperaturen unter 0° die natürliche Aushärtung unterbinden. Man macht davon z. B. bei Nieten Gebrauch, um sie längere Zeit in gut verarbeitbarem Zustand zu erhalten.

Die Festigkeitseigenschaften der Legierungen im ausgehärteten Zustand sind außer von der Zusammensetzung auch noch von der Aushärtetemperatur und der Aushärte-Dauer abhängig. Bei niedrigen Temperaturen (Kaltaushärtung) tritt die Festigkeitserhöhung ohne wesentliche Beeinträchtigung der Dehnbarkeit ein. Bei Temperaturen bis etwa 180° (Warmaushärtung) steigt die Festigkeit weiter an, die Formänderungsfähigkeit und vielfach auch die Korrosionsbeständigkeit gehen dabei zurück. Noch höhere Temperaturen führen mit der Zeit zu einer Verminderung der Festigkeit, da der Werkstoff zu erweichen beginnt. Warmaushärtung und Erweichung spielen sich nebeneinander ab, d. h. bei kurzzeitiger Erwärmung auf eine bestimmte Temperatur ist eine Zunahme der Festigkeit, bei längerer Dauer eine allmähliche Abnahme zu beobachten.

5. Die Ausscheidungsvorgänge sind mit Volumenänderungen verknüpft. Bauteile, wie Motoren-Kolben, Zylinder-Köpfe u. dgl., die im Betrieb ständig höheren Temperaturen ausgesetzt sind, erfahren deshalb meistens eine besondere Anlaßbehandlung, die einerseits der Beseitigung der Gußspannungen dient, andererseits das Gefüge in gewissem Maße stabilisieren soll.

Einfluß der Zusammensetzung bei Leichtmetallen.

1. Die Einteilung der handelsüblichen Al-Legierungen (Knet- und Gußlegierungen) ist aus DIN 1713 zu ersehen. Von den zahlreichen dort aufgeführten Legierungsgattungen werden die folgenden im Luftfahrzeugbau verwendet:

Al-Legierungen mit Mg-, Mn- und Mg-Si-Gehalten.

2. Unter diesen Gattungen sind eine Reihe von Legierungen zusammengefaßt, die, obwohl unterschiedlich in der Zusammensetzung, in ihren Festigkeits- und sonstigen für die praktische Verwendung maßgeblichen Eigenschaften miteinander übereinstimmen.

Die Legierungen werden sowohl als Formguß- als auch als Knet-Material verwendet. Sie zeichnen sich durch leichte Verarbeitbarkeit und gute Schweißbarkeit aus und sind gegen Korrisionsangriff sehr beständig. Ihr spez. Gewicht von 2,7 entspricht etwa dem von Reinaluminium, jedoch sind die Festigkeitseigenschaften wesentlich günstiger.

Tafel 1 enthält einige Werkstoffangaben im Vergleich zum Reinaluminium.

3. Die Mg-Mn-Legierungen enthalten etwa 2% Mg und 1—1,5% Mn. Der Si-Gehalt liegt meistens ziemlich niedrig (0,3—0,8%). Der Mn-Gehalt verbessert die chemische Beständigkeit, indem er einerseits die Bildung von Schutzschichten auf der Aluminium-Oberfläche begünstigt, andererseits die Verunreinigungen an Eisen unschädlich macht. Ein geringer Zusatz von Antimon erhöht gleichfalls die Beständigkeit durch Bildung dünner Oxydschichten auf der Metalloberfläche. Die bekannteste Legierung dieser Gattung ist die KS-Seewasser-Legierung (Fliegwerkstoff 3350, 3351), die als Sandguß oder Kokillenguß für kleinere Armaturen und Gehäuse verwendet wird.

4. Die andere Gattung dieser Legierungen enthält höhere Si-Gehalte bei geringem Mn-Gehalt (kleiner als 1,0%). Der höhere Si-Gehalt verbessert die Gießbarkeit, außerdem sind

Tafel 1.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Aluminium — un — und Al-Mg-Si-Legierungen.

Gruppe	I	II	III	IV
Chemische Zusammensetzung	99,5 Al < 0,45 Fe + Si < 0,05 Cu+Zn	0,5—2,0 Mg 0,3—1,5 Si 0—1,5 Mn < 0,05 Cu	0,8—2,0 Mg 0,3—1,0 Si 0,4—2,0 Mn 0,2—0,3 Sb < 0,05 Cu	0,5—2,0 Mg 2—5 Si 0,5—1,5 Mn < 0,05 Cu
Behandlungszustand	geglüht / kaltverfestigt	geglüht / ausgehärtet	gegossen	gegossen
Streckgrenze kg/mm²	3— 4 / 9—11	5— 8 / 18—25	9—10	9—13
Zugfestigkeit kg/mm²	7—10 / 10—15	11—15 / 28—35	12—19	12—17
Dehnung %	30—40 / 6—10	15 / 15—20	2— 8	1— 4
Fliegwerkstoff	3000	3355	3350 3351	3356 3357

diese Legierungen infolge ihres Gehaltes an Magnesiumsilizid Md_2Si künstlich aushärtbar. Die Aushärtebehandlung besteht aus einer Glühung bei 520—540° zwecks Homogenisierung des Gefüges und anschließendem Abschrecken in Wasser. Die Aushärtung vollzieht sich durch mehrstündiges Anlassen bei 160°.

5. Neuerdings wird vielfach eine aushärtbare Gußlegierung mit 2—2,5% Mg, 0,7% Si, und 0,3% Ti verwendet. Der Ti-Zusatz verfeinert das Korn und verbessert so die Gießbarkeit. Ein Teil des vorhandenen Mg verbindet sich mit Si zu Mg_2Si, das als Gefügehärter wirkt. Die Gußlegierung wird bei 570° drei Stunden homogenisiert, nach Wasserabschreckung steigt die Festigkeit durch 16—24stündiges Aushärten bei 150° beträchtlich an. Da die Legierung auch korrosionsbeständig ist, werden Anschlußbeschläge aller Art daraus hergestellt.

6. Die Knetlegierungen enthalten meistens etwa 1% Mg, 1% Si und 0,5—1,0% Mn. Als Bleche werden sie viel zu Behältern und Verkleidungen, als Preßstangen zu Armaturen-Teilen verwendet. In der Verformbarkeit und Schweißbarkeit stehen sie dem Reinaluminium kaum nach, desgleichen besitzen sie gute Korrosionsbeständigkeit. Die Legierungen sind künstlich aushärtbar.

Al-Legierungen mit höherem Si-Gehalt.

7. Von den Al-Si-Legierungen haben diejenigen mit eutektischer Zusammensetzung, die sog. Silumin-Legierungen, die größte Bedeutung. Wegen ihrer günstigen Gieß- und Erstarrungseigenschaften werden sie fast ausschließlich für Formguß-Stücke verwendet. Ihr spez. Gewicht von 2,65 ist noch geringer als das von Reinaluminium. Schon geringe Zusätze von Cu bzw. Mg verbessern die Festigkeitseigenschaften der Al-Si-Legierungen wesentlich.

8. Das sog. Kupfer-Silumin (Gruppe I) enthält etwa 0,7—0,9% Cu und 0,2—0,3 Mn. Der Cu-Zusatz ist teils an der Al-Grundmasse gelöst, teils als feinverteiltes $Cu-Al_2$ vorhanden und erhöht Härte und Schwingungsfestigkeit der Legierung.

Die erreichbaren Festigkeitswerte sind abhängig von der Größe und Form des Gußstückes; Kokillenguß besitzt günstigere Festigkeitswerte als Sandguß. Eine nachträgliche Wärmebehandlung (3—4stündiges Glühen bei 510° und Abschrecken in Wasser) verbessert die Zähigkeit und Dauerfestigkeit.

9. Ein Zusatz von 0,2—0,4 % Mg (Gruppe II) führt zur Bildung von Mg_2Si, das infolge seiner geringeren Löslichkeit bei tieferen Temperaturen die Legierung künstlich aushärtbar macht. Nach 4—6stündigem Homogenisieren bei 530° und Abschrecken in Wasser tritt durch mehrstündiges Anlassen auf 150 bis 175° eine Aushärtung ein. Härte und Streckgrenze steigen durch diese Behandlung stark an, während Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit dadurch weniger beeinflußt werden. Die Dehnung der warm ausgehärteten Legierung ist nur noch sehr gering. Wegen ihrer günstigen Festigkeitseigenschaften wird die warm ausgehärtete Legierung unter der Bezeichnung Silumin-Gamma vielfach zu Motor-Gehäusen, Motor-Tragringen, Steuerungsteilen u. dgl. verwendet. An stoßweise beanspruchten Bauteilen ist dem geringen Formänderungsvermögen der Legierung durch entsprechende Formgebung (Vermeidung von Kerben und schroffen Querschnittübergängen) Rechnung zu tragen.

10. Der Si-Gehalt bewirkt eine Verminderung der Wärmeausdehnung. Legierungen mit etwa 13% Si haben im Temperaturbereich bis 300° eine Wärmedehnzahl von 21 bis $22 \cdot 10^{-6}$ gegenüber etwa 25 bis $26 \cdot 10^{-6}$ von Reinaluminium. Flugmotoren Kolben aus diesen Legierungen (Gruppe III) können deswegen mit engerem Spiel eingebaut werden, wodurch die geringere Wärmeleitfähigkeit mehr als ausgeglichen wird. Zur Erhöhung der Warmfestigkeit erhalten die Legierungen je 1% Cu und Ni zugesetzt. Zusammen mit dem Mg-Gehalt ermöglichen diese Zusätze eine künstliche Aushärtebehandlung. Nach Abschrecken von 500° in heißem Wasser und 2—4stündigem Anlassen bei 180 bis 210° steigt die Härte und die Festigkeit. Die Anlaßtemperaturen entsprechen etwa den Betriebstemperaturen des Kolbenschaftes, man erreicht deshalb durch diese Wärmebehandlung gleichzeitig eine gewisse Stabilisierung des Gefüges.

Tafel 2.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von Al-Si-Legierungen.

Gruppe	I	II	III	IV
Chemische Zusammensetzung	11–13 Si 0,7—0,9 Co 0,2—0,4 Mn(Cu) < 0,6 Fe	9–13 Si 0,2—0,4 Mg 0,4—0,5 Mn(Co) < 0,1 Cu < 0,6 Fe	13 Si 1 Mg 1 Cu 1 Ni	21 Si 0,5 Mg 1,5 Cu 1,5 Ni 1,0 Mn 1,0 Co

Behandlungszustand	Sandguß	Kokillenguß	gegossen ausgehärtet	gegossen ausgehärtet	gepreßt ausgehärtet	gegossen sonderbehandelt
Streckgrenze kg/mm²	8	10	18			
Zugfestigkeit kg/mm²	14—18	15–25	20 –30	14–20	30—35	14
Dehnung %	2– 4	2– 4	0,5– 3			
Fliegwerkstoff	3200	3201	3205	3210	3211	3215

Die Legierungen lassen sich auch bei Temperaturen von 400 bis 450° verpressen. Die Warmverformung zerstört das spröde Gußgefüge, der Faserverlauf kann dem Kraftfluß angepaßt werden und außerdem steigen wie bei allen Knetlegierungen die

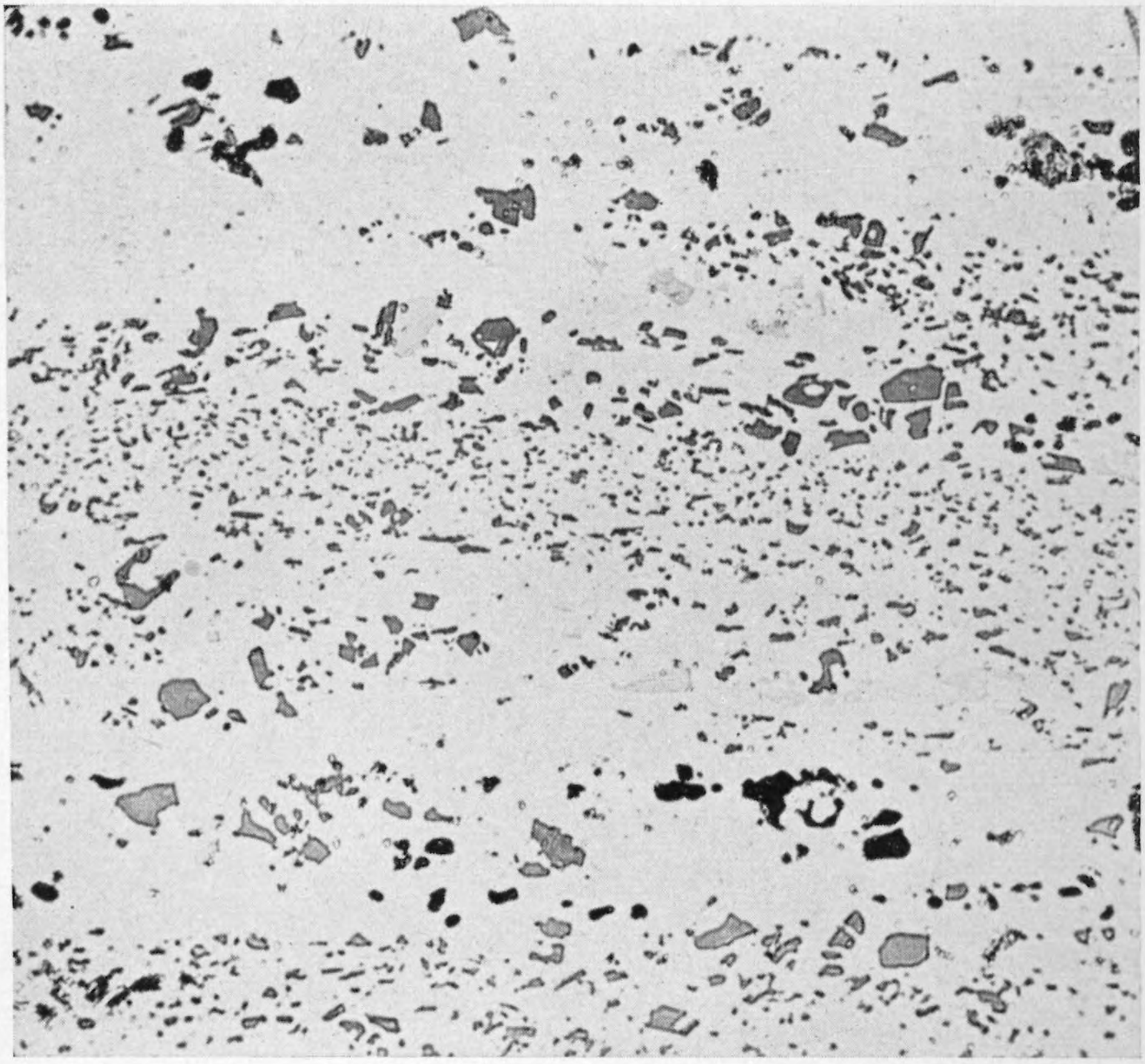

Abb. 1.
Gefügebild einer warmgepreßten Al-Si-Kolbenlegierung.

Festigkeitseigenschaften und die Aushärtbarkeit. Die Überlegenheit der Preßlegierungen über die Gußlegierungen bleibt bis zu Temperaturen von über 300° vorhanden. Sehr hoch beanspruchte Flugmotoren-Kolben werden nach dem Preßverfahren hergestellt.

11. Legierungen mit noch höherem Si-Gehalt (Gruppe IV) haben eine noch geringere Wärmeausdehnung. (Wärmedehnzahl 17 bis $18 \cdot 10^{-6}$). Das im Überfluß vorhandene Silizium ist als harte plattenartige Kristallform in der teilweise eutektischen

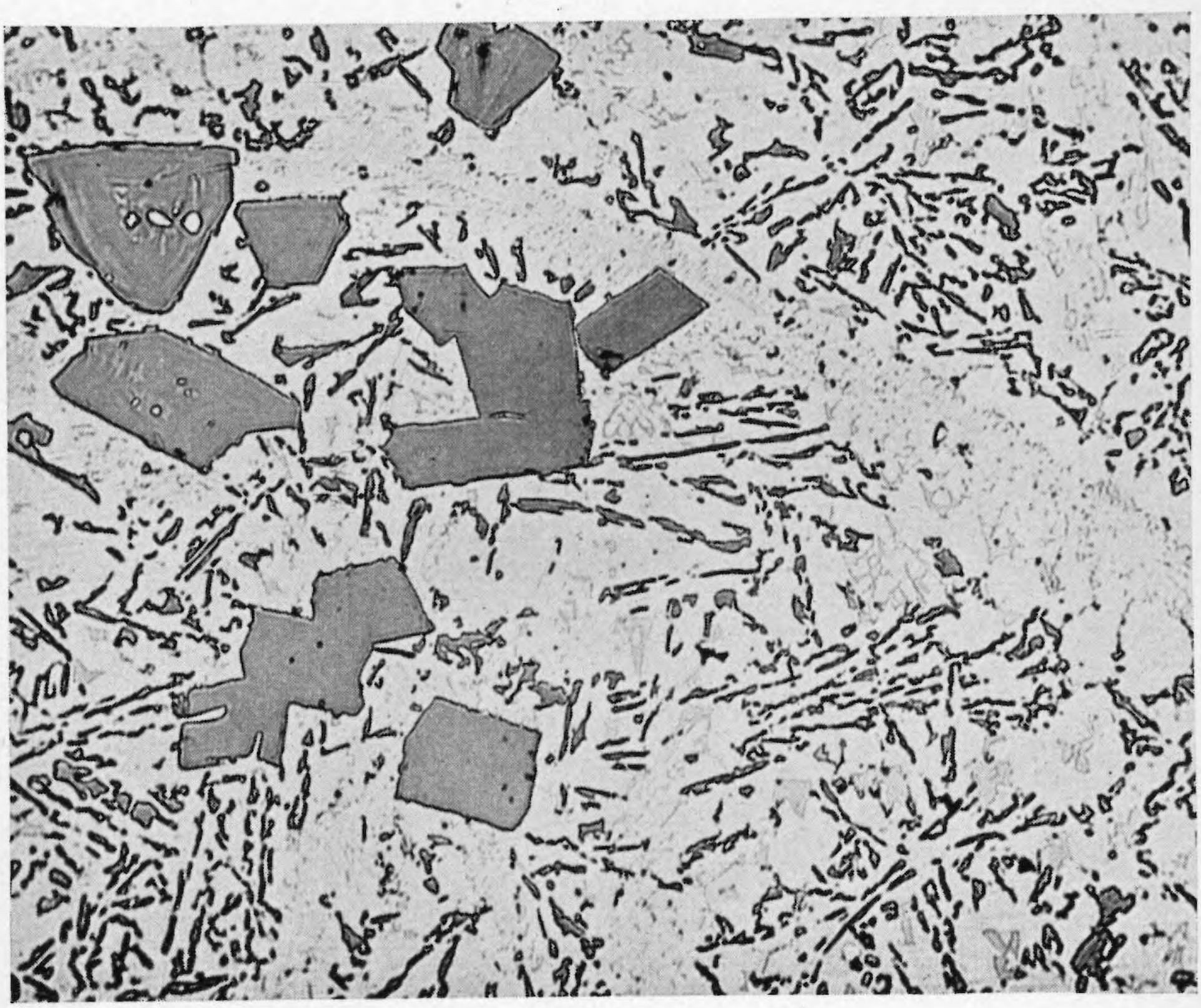

Abb. 2.
Gefügebild einer übereutektischen Al-Si-Kolbenlegierung (Kokillenguß).

Grundmasse eingelagert. Durch Schwermetall-Zusätze wird die Härte der Grundmasse erhöht und diese Erhöhung bleibt auch bis zu höheren Temperaturen erhalten. Die eingelagerten harten Si-Kristalle ergeben günstige Gleiteigenschaften und hohen Verschleißwiderstand.

Al-Legierungen mit Cu- und Mg-Gehalt.

12. Die wichtigsten Baustoffe des Metallflugzeugbaues sind die Al-Cu-Mg-Legierungen nach Art des Duralumins mit etwa 4% Cu und 0,5—1,5% Mg. Legierungen dieser Art zählen zu den hauptsächlichsten Vertretern der selbsttätig aushärtenden Werkstoffe. Da die Aushärtung nur an gut durchgeknetetem Material voll zur Auswirkung kommt, werden die Al-Cu-Legierungen nicht als Formguß verwendet.

In Tafel 9 sind die beiden Hauptgruppen aufgeführt. Der Cu-Gehalt ist in beiden Fällen etwa gleich groß und beträgt praktisch etwa 4%. Geringere Cu-Zusätze erhöhen zwar die Korrosionsbeständigkeit, die Festigkeitswerte liegen bei gleichem Mg-Gehalt dann jedoch tiefer. Durch Erhöhung des Mg-Gehaltes ist es jedoch möglich, auch bei geringerem Cu-Gehalt die gleichen Festigkeitswerte zu erreichen. Eine Erhöhung des Cu-Gehaltes beeinträchtigt sowohl den Korrosionswiderstand als auch die Verarbeitbarkeit.

Der M_g-Gehalt beträgt in der weniger festen Legierung (Gruppe I) unter 1 %, in der hochfesten Legierung (Gruppe II) steigt er bis zu 1,5 % an. Magnesium liegt im Duralalumin als Verbindung mit Si vor. Es erhöht sowohl die Festigkeit als auch die Aushärtungsgeschwindigkeit. Legierungen, die nach dem Abschrecken von Homogenisierungstemperatur noch einige Zeit leicht kalt verformbar sein sollen, wie z. B. Nietdrähte, Bleche für Tiefziehzwecke und dgl., dürfen deshalb keinen hohen Mg-Gehalt aufweisen.

Mn-Zusätze wirken ebenfalls in Richtung einer Festigkeitssteigerung und gleichzeitigen Verminderung der Verformbarkeit. Sie wirken andererseits der Grobkornbildung in Preß- und Schmiedestücken entgegen.

13. Die Aushärtungsbehandlung (vgl. WK. 46, 4) besteht in einem Homogenisieren und Abschrecken in kaltem Wasser. Die Wärmebehandlung erfolgt meistens in Salzbädern (Gemische von 4—3 Teilen Natronsalpeter und 1—2 Teilen Kalisalpeter), da auf diese Weise eine schnelle und gleichmäßige Erwärmung der Stücke stattfindet. Neuerdings werden auch elektrisch

Tafel 3.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der AL-Cu-Mg-Legierungen.

Gruppe	I			II	
Chemische Zusammensetzung	3,7—4,7 Cu 0,6—1,0 Mg 0,3—0,7 Si 0,2—0,4 Mn < 0,5 Fe+Ti < 0,1 Zn			3,5—4,5 Cu 0,9—1,4 Mg 0,5—0,9 Si 0,9—1,4 Mn < 0,5 Fe+Ti < 0,1 Zn	
Behandlungszustand	ausgehärtet	ausgehärtet kaltverfestigt	plattiert ausgehärtet u. kaltverfestigt	ausgehärtet	ausgehärtet u. kaltverfestigt
Streckgrenze kg/mm²	25—30	28—35	26—32	28	31—44
Zugfestigkeit kg/mm²	40—44	42—48	39—43	44	46—55
Dehnung %	15—22	12—20	15—20	12	10—16
Fliegwerkstoff	3115		3116	3125	

oder mit Gas beheizte Öfen mit Luftumwälzung zur Wärmebehandlung von großen Stücken eingesetzt. Die Erhitzungsdauer beträgt bei dünnwandigen Teilen etwa 20 bis 30 Min., bei dickwandigen Schmiedestücken kann sie bis zu mehreren Stunden betragen. Zu langes Erhitzen von kaltverformtem oder plattiertem Werkstoff ist jedoch zu vermeiden, da im ersteren Falle Grobkornbildung, im zweiten eine Durchbrechung der Plattierschicht stattfinden kann.

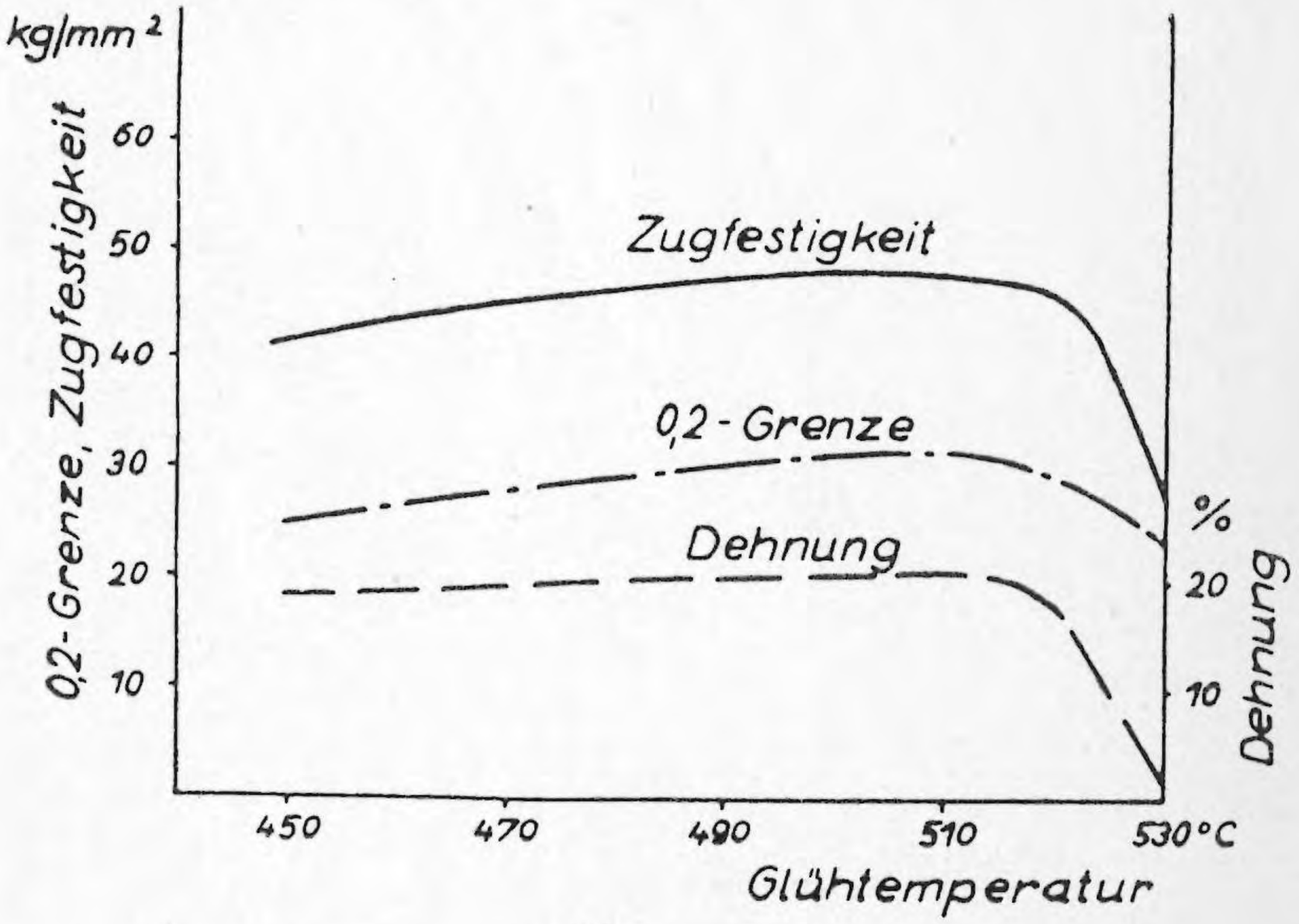

Abb. 3.

Einfluß der Homogenisierungstemperatur auf die Festigkeitseigenschaften einer Al-Cu-Mg-Legierung im ausgehärteten Zustand.

Je höher der Cu- und Mg-Gehalt, desto empfindlicher sind die Legierungen hinsichtlich genauem Einhalten der günstigsten Homogenisierungstemperatur. Für Legierungen der Gruppe I liegt die Temperatur bei 500—510°, für die Gruppe II zwischen 495 und 505°. Den Einfluß der Homogenisierungstemperatur auf die Festigkeitseigenschaften der Gruppe II im voll ausgehärteten Zustand gibt Abb. 3 wieder. Zu hohe Glühtemperaturen führen zu Anschmelzungen längs der Korngrenzen und innerhalb der Körner. Derart überhitzter Werkstoff ist meistens schon an den auf der Oberfläche auftretenden

Blasen zu erkennen. Eine Überhitzung macht den Werkstoff brüchig und unbrauchbar, da weder durch Wärmebehandlung noch durch mechanische Verformung die Schmelzerscheinungen beseitigt werden können.

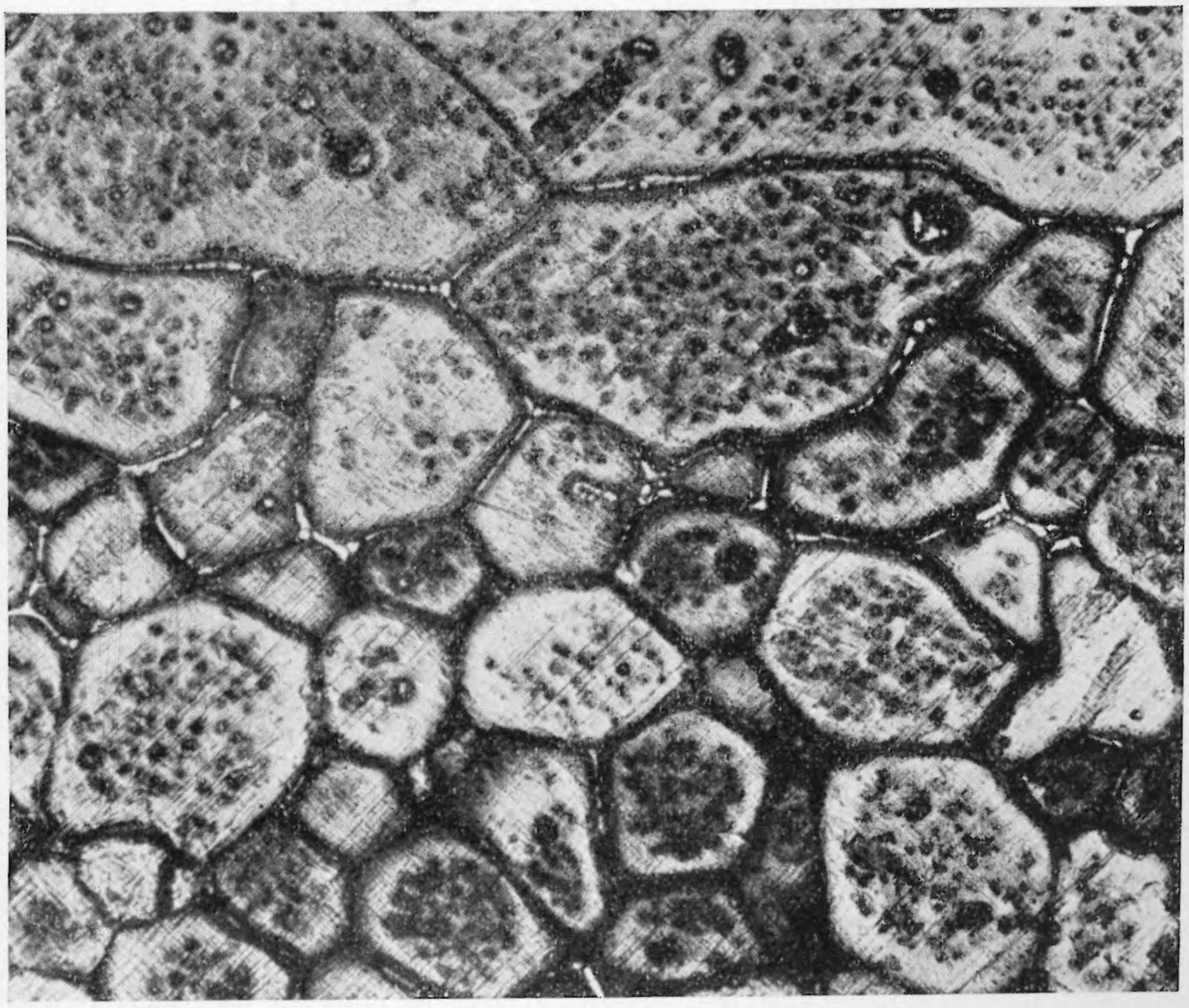

Abb. 4.

Gefügebild einer überhitzten Al-Cu-Mg-Legierung. Anschmelzungen längs den Korngrenzen und innerhalb der Mischkristalle.

Einwandfrei behandelter Werkstoff liegt im nahezu homogenen Zustand vor (Abb. 5). Kleine Einschlüsse von überschüssigem Cu-Al_2 und Verunreinigungen (Eisen und Mangan) sind als punktförmige Kristalle teils innerhalb der Körner, teils auf den Korngrenzen angelagert.

Unterschreitung der günstigsten Homogenisierungstemperatur führt gleichfalls zu einer Verschlechterung der Werkstoffeigenschaften. Das vorhandene Cu-Al_2 wird dabei nicht vollkommen gelöst und die Legierung bleibt infolgedessen heterogen. Wegen der geringeren Übersättigung der Mischkristalle tritt nicht die volle Aushärtung ein, andererseits beeinträchtigt der heterogene Zustand die Korrosionsbeständigkeit empfindlich. Werkstoff, der bei 450—460° wärmebehandelt wurde, neigt zur interkristallinen Korrosion.

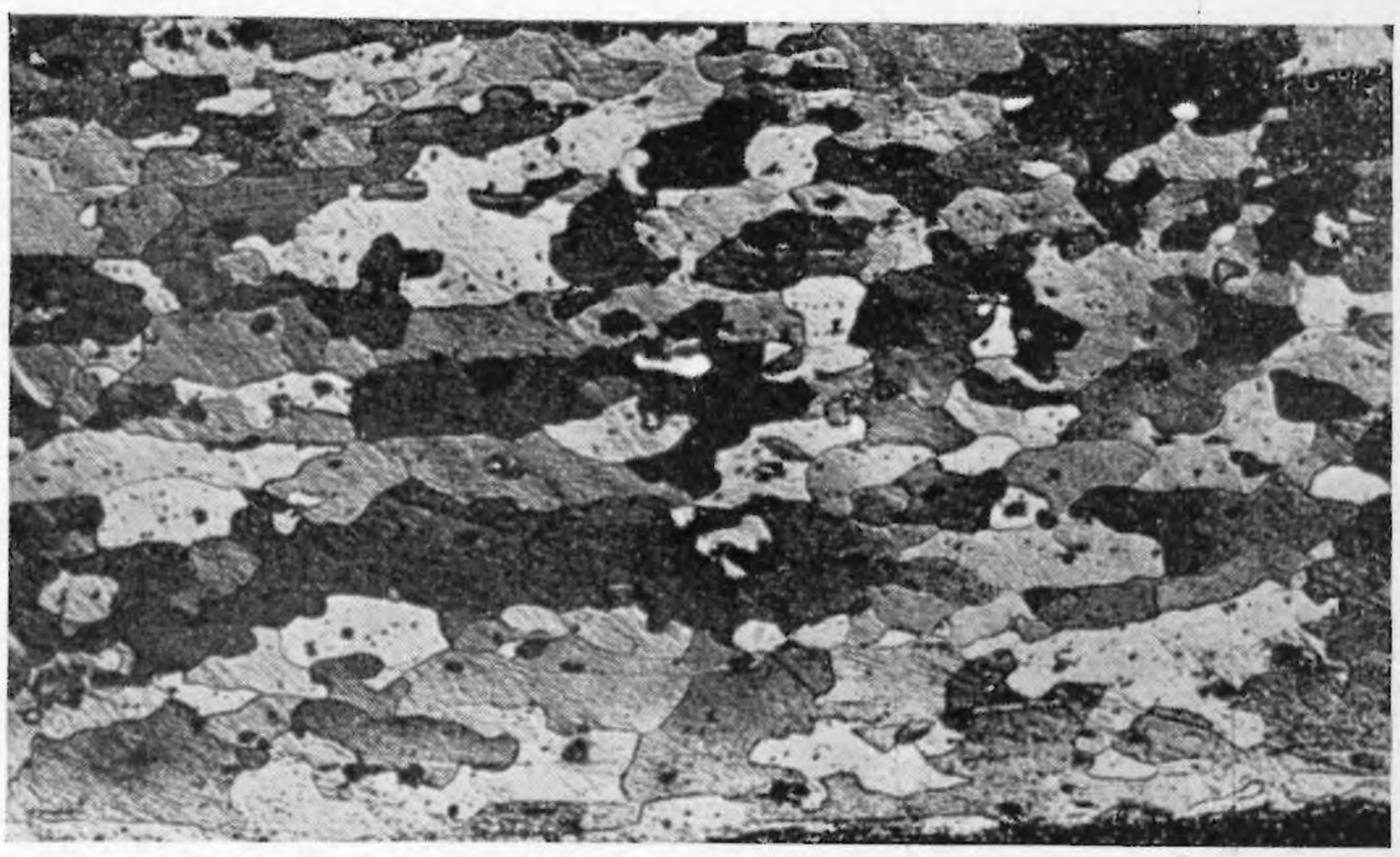

Abb. 5.
Gefügebild einer richtig ausgehärteten Al-Cu-Mg-Legierung.

14. Der Festigkeitsanstieg nach dem Abschrecken wird durch die Zusammensetzung der Legierung sowie von der Temperatur, bei der der Werkstoff lagert, sehr beeinflußt. Abb. 6 gibt den Verlauf der Festigkeitseigenschaften einer Legierung der Gruppe I nach dem Abschrecken von 500° während der Lagerung bei Raumtemperatur wieder. In den ersten Minuten nach dem Abschrecken ändern sich die Eigenschaften nur wenig. Nach etwa einer Viertelstunde beginnt zuerst die Streckgrenze, dann auch die Zugfestigkeit schnell anzusteigen, während die Dehnung in geringem Maße zurückgeht. Die Steigerung der Festigkeit und Härte ist innerhalb der ersten 8 Stunden am stärksten. Später verläuft sie allmählicher, nach 25 Stunden sind

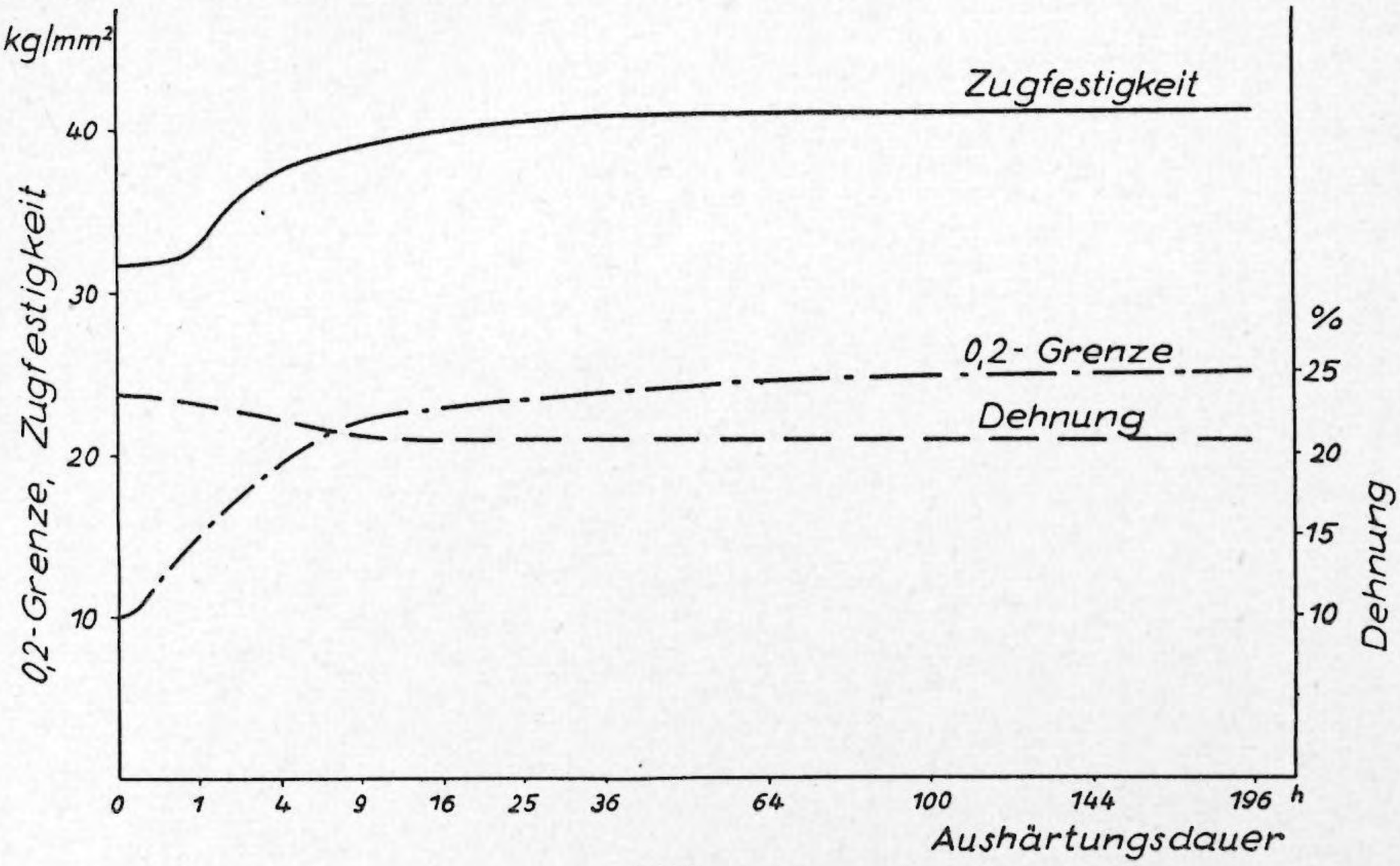

Abb. 6.

Verlauf der Festigkeitsänderungen an einer Al-Cu-Mg-Legierung durch Aushärtung bei Raumtemperatur.

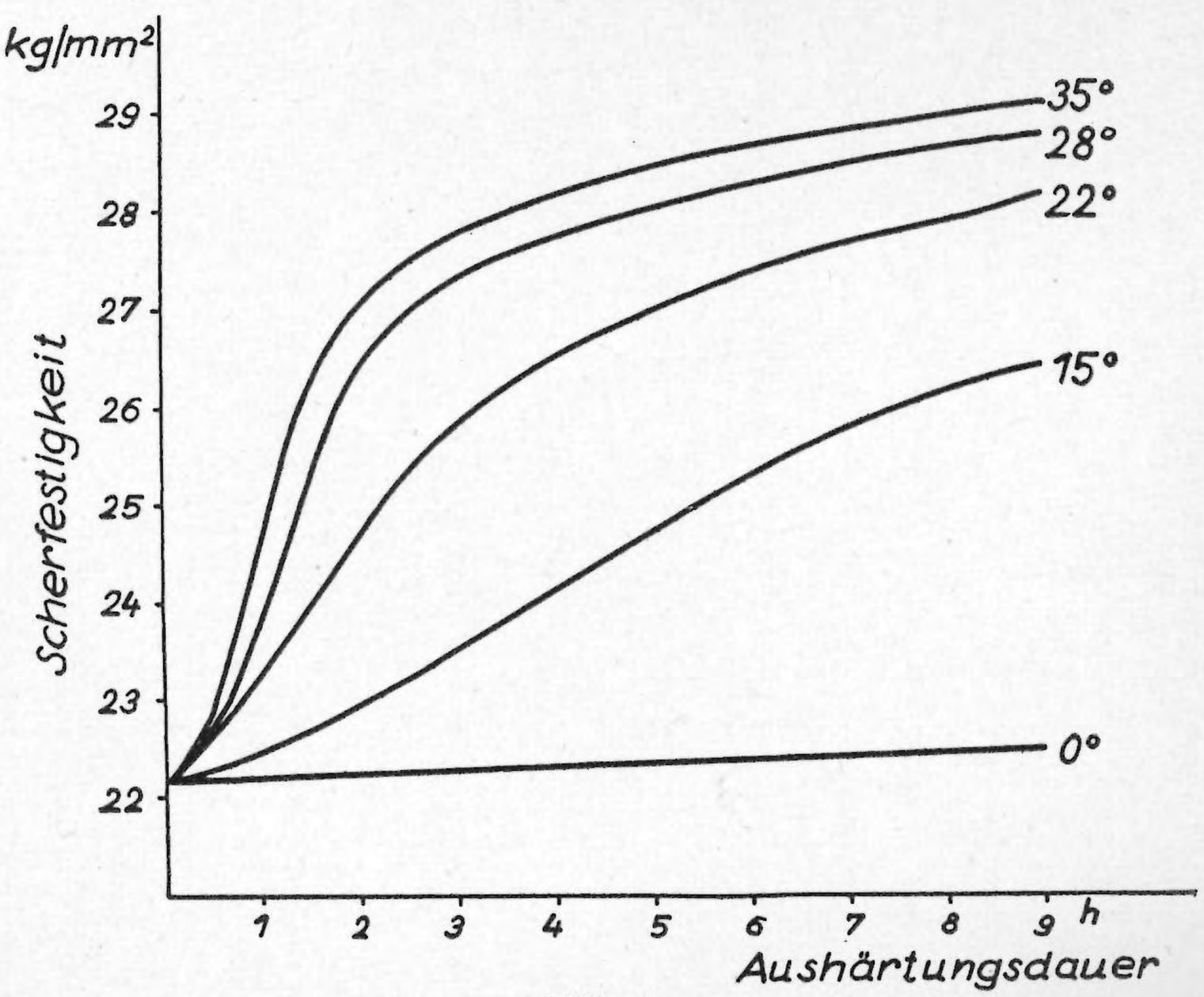

Abb. 7.

Einfluß der Aushärtezeit und der Temperatur auf die Scherfestigkeit von Nieten aus Al-Cu-Mg-Legierung.

die Festigkeitseigenschaften des voll ausgehärteten Zustandes schon nahezu erreicht. Im allgemeinen ist die Aushärtung nach etwa 5 Tagen abgeschlossen.

Bei höheren Temperaturen geht die Aushärtung sehr viel rascher vonstatten. Als Beispiel ist der Verlauf der Scherfestigkeit von Al-Cu-Mg-Nieten bei verschiedenen Lagerungstemperaturen in Abb. 7 dargestellt. Bei 0° tritt innerhalb der ersten 9 Stunden

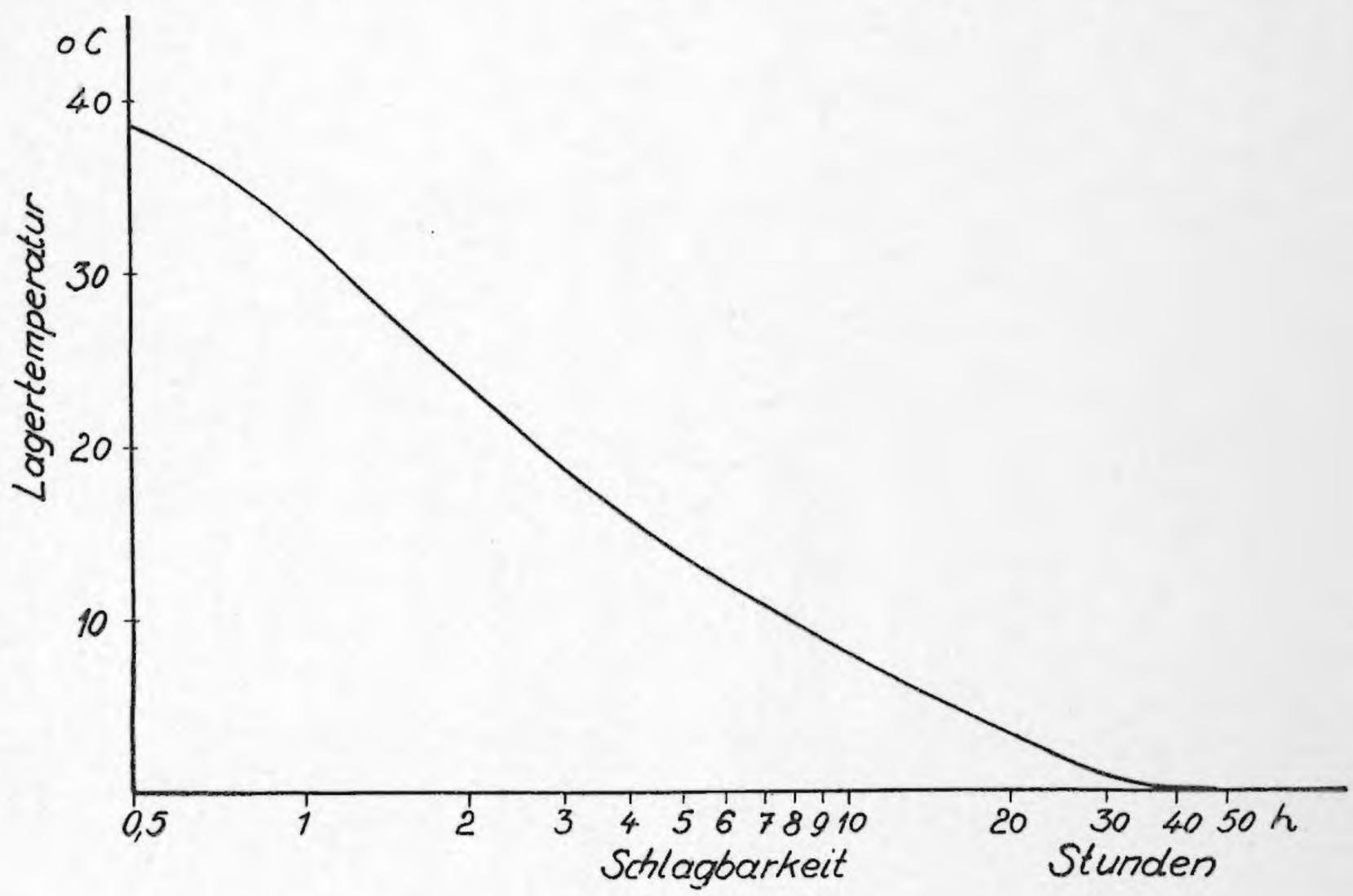

Abb. 8.
Abhängigkeit der Verarbeitungszeit von der Lagerungstemperatur bei Nieten aus Al-Cu-Mg-Legierung.

nach dem Abschrecken kaum eine Erhöhung der Festigkeit ein, auch bei 15° erfolgt der Festigkeitsanstieg erst ganz allmählich. Von 20° aufwärts beträgt die Steigerung der Festigkeit ein Vielfaches der bei 15.° Entsprechend der Festigkeitssteigerung geht die Verformbarkeit, d. h. die Schlagarbeit der Nieten zurück. Nach Abb. 8 lassen sich Niete bei 32° knapp eine Stunde einwandfrei verarbeiten, bei etwa 18° ist die Verarbeitungszeit auf etwa 3 Stunden gestiegen, bei 0° lassen sich die Niete nach 50 Stunden noch verarbeiten.

Auch am vollständig kalt ausgehärteten Werkstoff treten durch nachträgliche Erwärmung weitere Ausscheidungsvorgänge auf. Temperaturen bis zu 100° bringen aller-

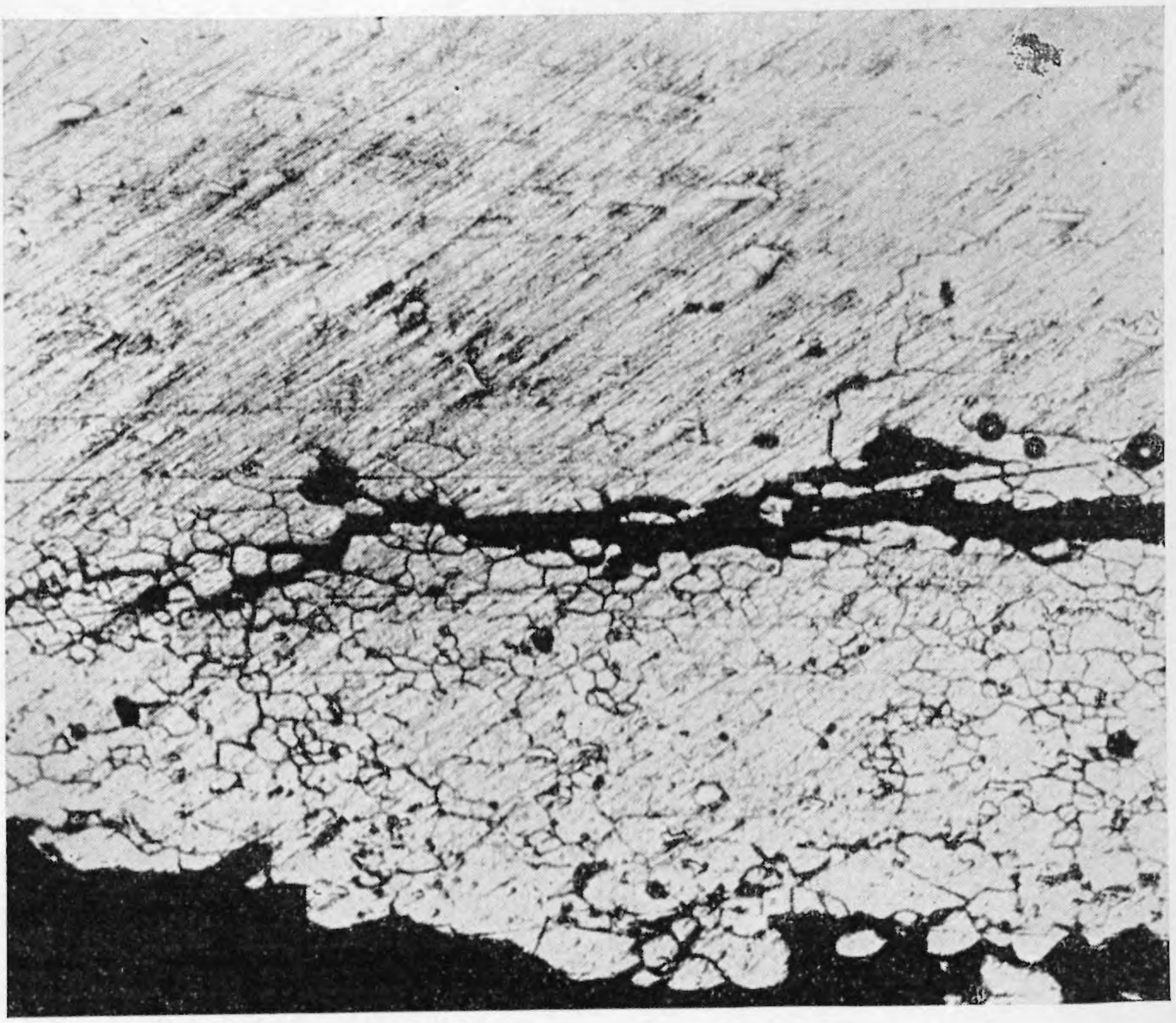

Abb. 9.
Korngrenzen-Korrosion an einer auf 140° erwärmten Al-Cu-Mg-Legierung.

dings keine großen Änderungen hervor. Bei höheren Temperaturen (bis 200°) erfolgt bei kurzen Erwärmungszeiten eine künstliche Aushärtung, d. h. eine Erhöhung der Streckgrenze und Festigkeit verbunden mit einem Rückgang der Dehnung. Gleichzeitig wird dadurch jedoch die Korrosionsbeständigkeit beeinträchtigt. Am stärksten ist die Schädigung bei Temperaturen zwischen 125 und 145°, da in diesem Bereich der Werkstoff eine Neigung zur Korngrenzen-Korrosion (interkristalline Korrosion) erhält. Einen Schutz gegen diese Art von Korrosion bietet die Plattierung des Werkstoffes mit Reinaluminium bzw. einer kupferfreien Al-Legierung.

Oberhalb 200° tritt mit der Zeit eine immer stärkere Erweichung der Legierung ein.

15. Der Rückgang der Festigkeitseigenschaften bei höheren Temperaturen kann durch geringe Nickel-Zusätze (1—2%) verzögert werden. Für warmfeste Werkstoffe (Kolben- und Zylinderkopf-Legierungen) verwendet man meistens nickelhaltige Al-Cu-Mg-Legierungen. Zwecks Verbesserung der Gleiteigenschaften wird bei Gußlegierungen meistens noch 1—1,4% Eisen zulegiert. Eine Legierung mit etwa 4% Cu, 1,5% Mg und 2,0% Ni, bekannt unter der Bezeichnung Y-Legierung, wird sowohl im gegossenen wie im warmgepreßten Zustand zu Kolben und Zylinderköpfen verarbeitet. Durch die Verformung und die Aushärtebehandlung werden die Festigkeitswerte der Preßlegierung gegenüber der Gußlegierung bedeutend verbessert. Gegenüber den Al-Si-Legierungen (vgl. WK 47, 10) besitzen die Al-Cu-Ni-Legierungen bessere Wärmeleitfestigkeit und Warmfestigkeit. Ihre Wärmedehnung ist jedoch größer (etwa $25 \cdot 10^{-6}$) und ihr spez. Gewicht höher (2,75—2,9).

Al-Legierungen mit höherem Mg-Gehalt.

16. Die kupferfreien Al-Mg-Legierungen besitzen hohe Korrosionsbeständigkeit gegen Seewasser und Witterung. Ihre Festigkeit nimmt mit steigendem Mg-Gehalt zu.

Gemäß dem Zustandsschaubild (WK 45/4 Abb. 6) können bis zu 15 % Mg vom Aluminium bei höheren Temperaturen in Lösung aufgenommen werden. Je höher der Mg-Gehalt, desto schwieriger ist jedoch die gleichmäßige Herstellung und die Verarbeitung der Legierungen. Aus diesem Grunde finden bisher nur Legierungen mit höchstens 9 % Mg praktische Verwendung.

In Tafel 4 sind die Festigkeitseigenschaften der drei wichtigsten Legierungsgruppen zusammengestellt. Das spez. Gewicht dieser Legierungen liegt bei 2,6 bis 2,65.

Die Legierungen mit 5 % Mg-Gehalt (Gruppe I) wird sowohl für Formguß-Teile als auch als Knetlegierung verwendet. Die Gußlegierung erhält mitunter einen geringen Titan-Zusatz zur Kornverfeinerung. Durch eine Homogenisierungsbehandlung werden die Festigkeitseigenschaften der Gußlegierung noch in geringem Maße verbessert, vor allem

Tafel 4.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Al-Cu-Ni-Legierungen.

Gruppe	I	II	III
Chemische Zusammensetzung	2,3 Cu 1,6 Mg 1,3 Si 1,3 Ni 1,4 Fe 0,1 Ti	4—4,5 Cu 1,5 Mg 2,0 Ni	9—11 Cu 0,2—0,4 Mg 0,5 Si 0—1,5 Ni 0,8—1,2 Fe 0,2 Zn

Behandlungszustand	Sandguß ausgehärtet	Kokillenguß ausgehärtet	gegossen ausgehärtet	gepreßt ausgehärtet	gegossen sonderbehandelt
Streckgrenze kg/mm²	18— 24	20— 28	18— 20	22	
Zugfestigkeit kg/mm²	25— 30	25— 33	23— 30	35— 42	12
Dehnung %	0,5— 1	0,3—0,6	2— 3	10	0,5
Brinellhärte kg/mm²	90—110	130—150	90—120	100—130	80—110
Fliegwerkstoff	3130	3131	3135 3136	3137	3140

aber die Korrosionsbeständigkeit erhöht. Die Knetlegierung wird hauptsächlich zu Nietdrähten (Scherfestigkeit 18—20 kg/mm²) verarbeitet, da bei diesem Mg-Gehalt die Kaltverformbarkeit noch ausreichend groß ist und an den Nietköpfen noch keine Ausscheidungen infolge Kaltverformung zu befürchten sind. Die Legierungen mit 7% Mg-Gehalt werden zu Blechen, Stangen und Rohren verarbeitet. Im weichgeglühten Zustand ist die Legierung noch verhältnismäßig gut verformbar und läßt sich auch autogen einwandfrei schweißen. Die Festigkeit in geschweißtem Zustand beträgt etwa 80—90% der Festigkeit des geglühten Zustandes. Die 9%ige Al-Mg-Legierung kommt in den Festigkeitseigenschaften den vergütbaren Al-Cu-Mg-Legierungen ziemlich nahe, doch ist ihre Verformbarkeit bei Raumtemperatur nicht so gut. Eine Steigerung der Festigkeit ist nur durch Kaltverformung, nicht aber durch Wärmebehandlung möglich. Die Verformbarkeit geht durch die Kaltverfestigung entsprechend zurück. Ein Anlassen der kaltverformten Teile zwecks Verminderung der inneren Spannungen ist gleichwohl nicht zulässig, weil dadurch die Korrosionsbeständigkeit stark beeinträchtigt wird. Auch Zwischenglühungen sind nach Möglichkeit zu vermeiden; falls sie nicht zu umgehen sind, müssen die Teile von der Glühtemperatur rasch abgekühlt werden. Die Höhe der Glühtemperatur ist verschieden, je nach dem Gefügezustand, den man herbeiführen will.

17. Da die Löslichkeit des Magnesiumaluminids mit abnehmender Temperatur geringer wird, ist der Gefügezustand nur bei raschem Abschrecken homogen zu erhalten. Beim Anlassen treten Ausscheidungsvorgänge auf, bei denen das überschüssige Aluminid teils auf den Korngrenzen, teils auch im Innern der Mischkristalle ausgeschieden wird. Zum Unterschied von den Al-Cu-Mg-Legierungen bzw. Al-Mg-Si-Legierungen ist mit diesem Ausscheidungsvorgang keine Festigkeitserhöhung, sondern nur eine Zunahme der Sprödigkeit und Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit verbunden. Größe und Menge der ausgeschiedenen Bestandteile hängt von der Zusammensetzung der Legierung (übersättigungsgrad), dem Verformungszustand, der Anlaßtemperatur und -dauer ab. Eine Kaltverformung begünstigt die Ausscheidungs-

Tafel 5.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Al-Mg-Legierungen.

Gruppe	I		II		III	
Chemische Zusammensetzung	5 Mg 0,1—1 Si 0,2—0,5 Mn (0,3) Ti < 0,5 Fe		7 Mg 0,1—0,3 Si 0,2—0,5 Mn < 0,6 Fe+Si < 0,05 Cu		9 Mg 0,1—0,3 Si 0,2—0,6 Mn < 0,6 Fe+Si < 0,05 Cu	
Behandlungszustand	gegossen	gegossen homogenisiert	geglüht	geglüht	kaltverfestigt	geglüht und nachgerichtet	kaltverfestigt
Streckgrenze kg/mm²	8	10	9	15	20	18	18—27
Zugfestigkeit kg/mm²	13	16—22	23—27	31—36	35—40	35—40	39—44
Dehnung %	2	3— 8	16--22	15—22	10	15—20	10—20
Fliegwerkstoff	3300		3305	3310		3315	

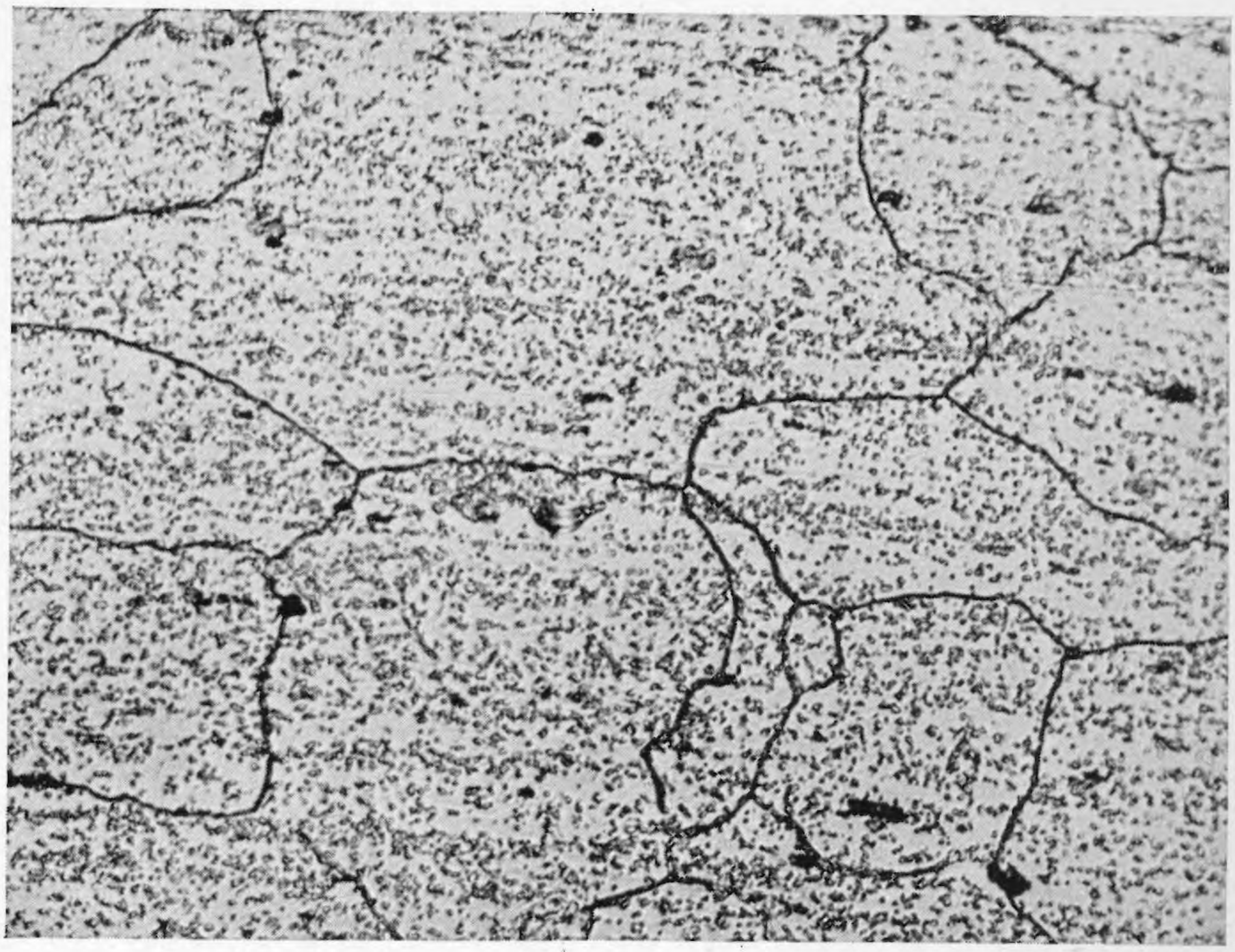

Abb. 10.
Heterogener Gefügezustand in einer 9 %igen Al-Mg-Legierung. Dünne, bandartige Ausscheidungen auf den Korngrenzen beeinträchtigen die Korrosionsbeständigkeit.

vorgänge. Kaltverformte Legierungen mit 9% Mg zeigen schon bei Temperaturen von 50—70° bei längerem Glühen Ausscheidungen. Der nachteilige Einfluß äußerst sich am stärksten im heterogenen Zustand, wenn die Ausscheidungen als feines, geschlossenes Band auf den Korngrenzen auftreten (Abb. 10). In diesem Zustand ist der Werkstoff sehr spannungsriß-empfindlich. Infolge von Zugspannungen, die bei der Verarbeitung oder Herstellung der Halbzeuge entstanden sind, treten schon bei ganz schwachem Korrosionsangriff Korngrenzenrisse auf. Um diesen gefährlichen Gefügezustand zu vermeiden, versucht man durch längeres Glühen bei Temperaturen dicht unterhalb der Linie CE (WK 45/4 Abb. 6) die Ausscheidungen zu groben, perlschnurartigen Körnern zusammenzuballen. Dadurch wird die Spannungsrißempfindlichkeit günstig beeinflußt. Auch dieser heterogenisierte Zustand gestattet keine Erwärmung von kaltverformten Teilen.

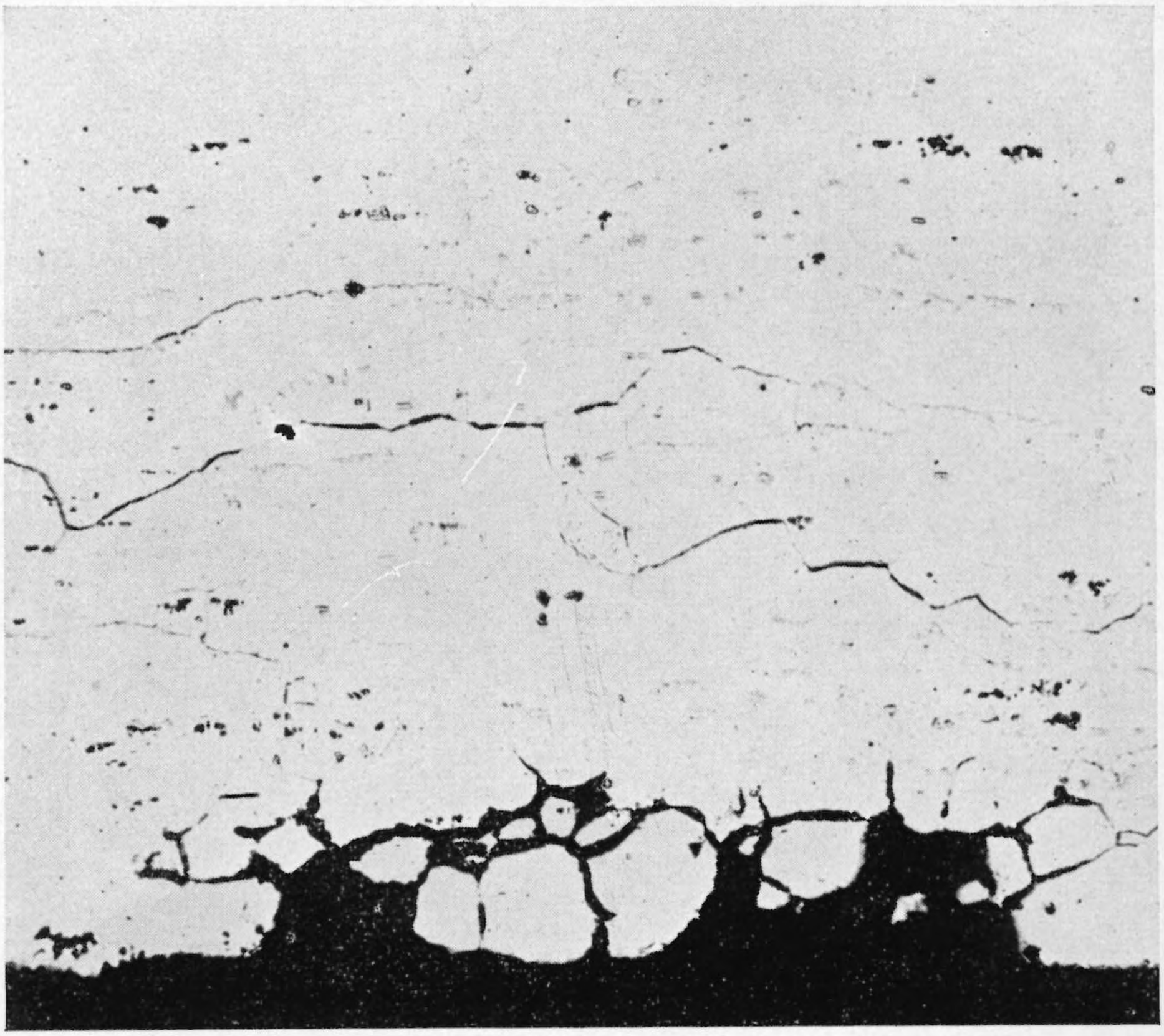

Abb. 11.
Korngrenzenrisse in einer kaltverformten Al-Mg-Legierung infolge Spannungskorrosion.

Ein Zusatz von 1% Zink bei entsprechender Verringerung des Mg-Gehaltes auf 8% verbessert nach neueren Versuchen die Spannungsrißempfindlichkeit sehr wesentlich.

Magnesium und Magnesium-Legierungen.

Herstellung.

1. Magnesium wird auf elektrolytischem Wege aus Magnesium-Chlorid gewonnen.

Das Magnesium-Chlorid erhält man durch Aufbereitung von magnesiumhaltigen Salzen (Carnallit) oder Karbonaten (Magnesit, Dolomit). Diese Ausgangsstoffe sind in Deutschland in unbegrenzter Menge vorhanden.

2. Das Rohmagnesium wird vor der Weiterverwendung durch Umschmelzen in Tiegeln und Behandlung mit einem Salzgemisch von Verunreinigungen befreit. Das Reinmagnesium hat einen Reinheitsgrad von über 99,7 %.

Der Schmelzpunkt des Magnesiums liegt bei 650°, das spez. Gewicht beträgt 1,74.

3. Magnesium findet nur als Legierung in Verbindung mit anderen Metallen Verwendung. Die Legierungszusätze erniedrigen den Schmelzpunkt. Bei den gebräuchlichen Legierungen liegt er zwischen 600 und 630°. Die Gießtemperaturen betragen im allallgemeinen 720—770°. Vor dem Vergießen wird die Schmelze mit einem Salzgemisch durchgerührt und von Oxydhäuten und Verunreinigungen befreit.

Weiterverarbeitung.

4. Formguß-Teile werden meistens in Sandformen hergestellt, die zur Vermeidung von Oxydation mit Schwefelpulver bestreut werden. Material, das zu Blechen, Stangen oder Schmiedestücken weiterverarbeitet wird, wird in runde Gußformen (Kokillen) vergossen. Vor der endgültigen Knetverformung muß der Werkstoff bei 300—400° vorgepreßt werden, um das spröde Gußgefüge zu zerstören. Die weitere Formgebung

erfolgt gleichfalls bei Temperaturen von über 300°, da infolge des besonderen Kristallaufbaues der Magnesium-Legierungen das Formänderungsvermögen bei niedrigen Temperaturen nur gering ist. Die Verformung erfolgt bei ganz geringen Geschwindigkeiten, da sonst leicht Schubrisse auftreten. Rohre werden gleichfalls warm gepreßt.

5. Kaltverformungen sind nur in ganz geringem Maße möglich. Die Abrundungsradien müssen dabei sehr groß gewählt werden (5—10fache Blechdicke). Teile aus Mg-Al- bzw. Mg-Al-Zn-Legierungen müssen nach der Kaltverformung bei 150 bis 200° nachgewärmt werden, um die inneren Spannungen zu beiseitigen. Andernfalls treten leicht Spannungs-Korrosionsrisse auf.

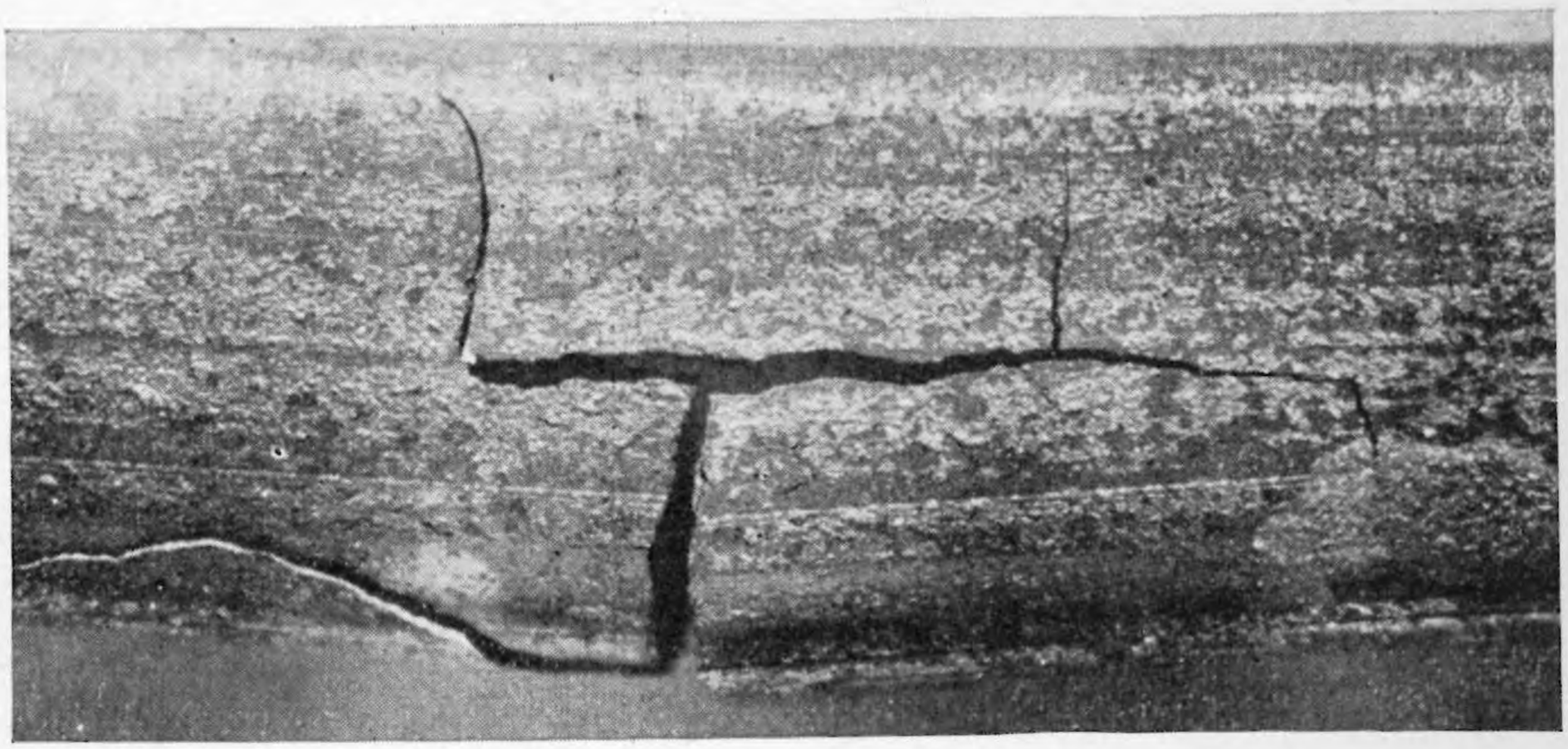

Abb. 1.
Spannungsrisse in einem kaltverformten Profil aus einer Mg-Al-Zn-Legierung.

Alle größeren Formgebungsarbeiten, wie Profilziehen, Tiefziehen, Treibarbeiten und dgl. müssen bei Temperaturen von 280—320° ausgeführt werden, wobei gleichfalls nur langsame Verformungen stattfinden dürfen. Die erforderlichen Werkzeuge sollen auf annähernd gleiche Temperatur vorgewärmt werden.

Im Gegensatz zu der schwierigen spanlosen Verformung ist die Schnittbearbeitbarkeit der Mg-Legierungen ganz hervorragend. Bei sehr feinen Spänen ist auf eine gute Kühlung zu achten, da bei unvorsichtigem Bearbeiten unter Umständen die Späne in Brand geraten können. Zum Löschen von Magnesium-Bränden darf keinesfalls Wasser verwendet werden. Am besten eignet sich trockener Sand oder Graugußspäne.

Gefügelehre bei Mg-Legierungen.

1. Die Konstruktionslegierungen enthalten durchweg Aluminium als hauptsächlichsten Legierungszusatz in den Grenzen von 4—9 %. Daneben werden teilweise Zinkgehalte von 0,2 bis 3 % hinzugefügt. Zur Verbesserung der Beständigkeit gegen atmosphärische Einflüsse erhalten die Legierungen noch Zusätze von Mn (0,2—0,5 %). Der Mn-Zusatz bindet die Verunreinigungen an sich und fördert die Schutzschichtbildung. Legierungen, die geringere Festigkeit, jedoch gute Witterungsbeständigkeit besitzen, enthalten bis zu 2 % Mangan.

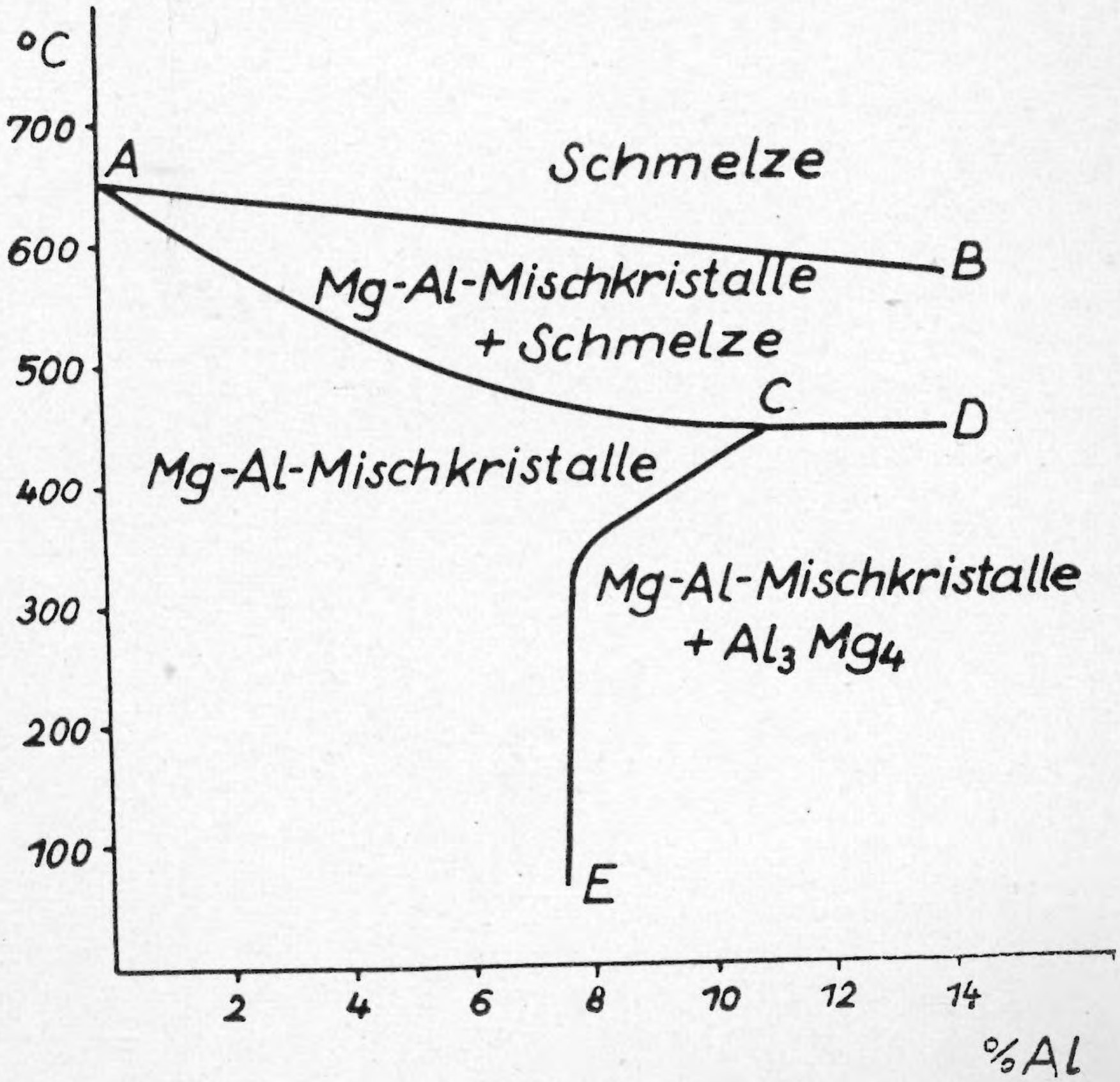

Abb. 1.
Zustandsschaubild der Mg-Al-Legierungen.

2. Nach dem Zustandsschaubild (Abb. 1) sind bei Raumtemperatur etwa 7,5 % Al im Magnesium löslich. Legierungen mit geringerem Al-Gehalt befinden sich demnach im homogenen Zustand. Legierungen mit höherem Al-Gehalt bestehen bei Raumtemperatur aus Mg-Al-Mischkristallen und einer

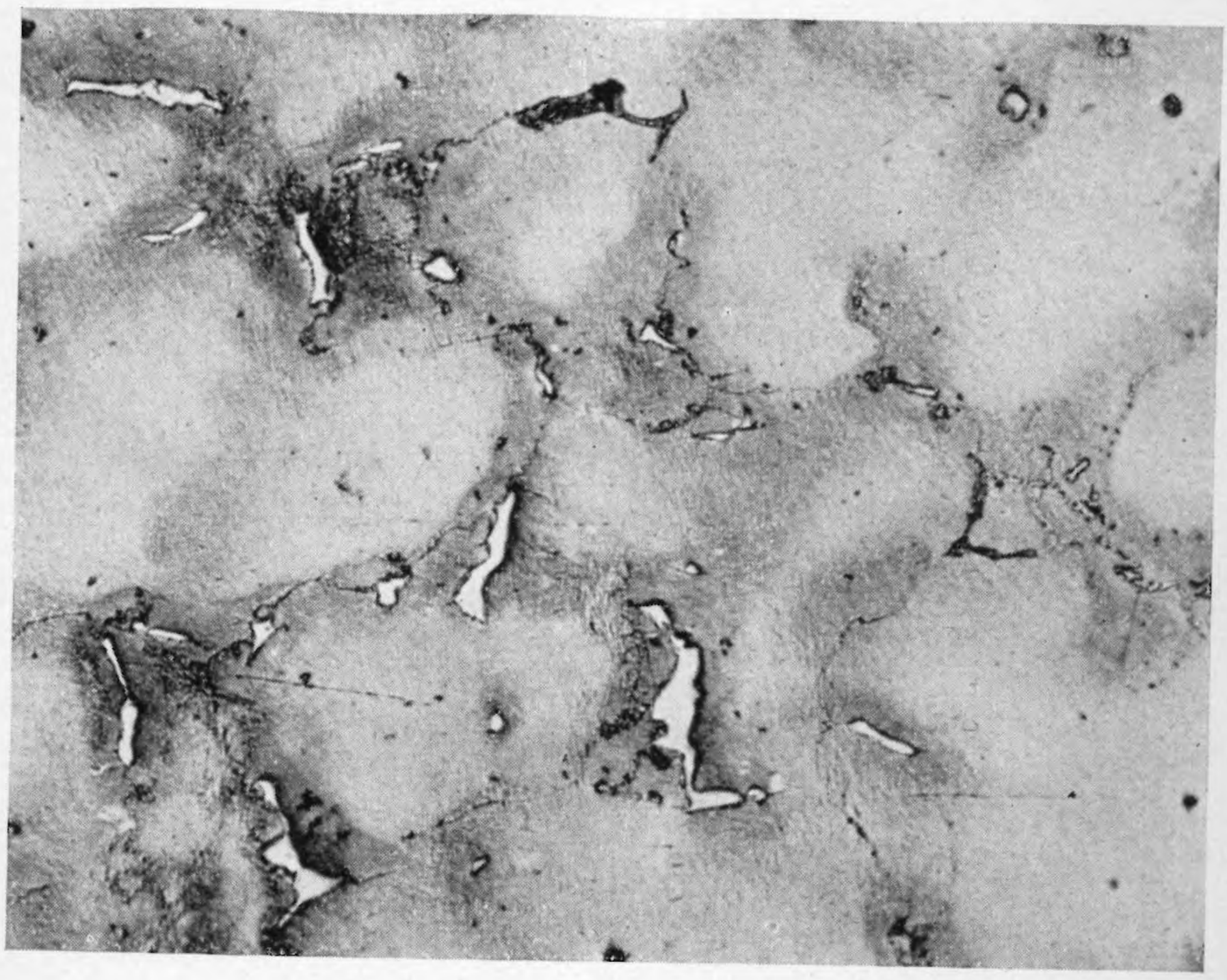

Abb. 2.

Gefügebild einer Mg-Al-Zn-Gußlegierung. Konzentrationsunterschiede in den Mischkristallen und intermetallische Verbindungen in der Grundmasse.

Mg-Al-Verbindung (Mg_4Al_3). Da bei der eutektischen Temperatur (Linie CD) etwa 11 % Al gelöst werden können, besteht die Möglichkeit einer Ausscheidungshärtung bei Legierungen mit mehr als 7,5 % Al-Gehalt. Praktisch stellen sich die Gleichgewichtszustände jedoch nur unvollkommen ein, da der Konzentrationsausgleich zwischen den einzelnen Kristallen nur sehr

langsam vonstatten geht. Auch nach sehr langen Glühzeiten befinden sich deshalb die Legierungen noch im heterogenen Zustand.

Aus dem Gefügebild einer Gußlegierung mit 4 % Al und 3 % Zink ist zu ersehen, daß sowohl verschiedene Kristallarten nebeneinander vorhanden sind als auch Unterschiede der Zusammensetzung in den einzelnen Körnern auftreten.

Einfluß der Zusammensetzung bei Mg-Legierungen.

1. Mangan erhöht die Korrosionsbeständigkeit durch Förderung der Schutzschichtbildung. Gegossene Armaturen-Teile für Brennstoffbehälter und Leitungen, die eingeschweißt werden, werden aus einer Legierung mit 1,5—2 % Mn (Gruppe I) hergestellt. Die entsprechende Knetlegierung (Gruppe II), die in Blechform zu Behältern, Verkleidungen, Sitzen und dgl. verarbeitet wird, hat mit Rücksicht auf bessere Verformbarkeit etwas geringeren Mn-Gehalt, dafür jedoch kleine Zusätze von Al und Zn. Die Legierung läßt sich in der Wärme leicht verformen und bei Verwendung eines Flußmittels autogen gut schweißen. Im Gegensatz zu den übrigen Legierungen mit höherem Al- und Zn-Gehalt ist die Legierung nicht spannungsriß-empfindlich.

2. Die weitestgehende Anwendung haben bisher die Gußlegierungen gefunden. Die Festigkeit der Legierungen nimmt mit steigendem Al-Gehalt nur wenig zu. Eine Legierung mit 4 % Al (Gruppe III) wird für stoßbeanspruchte Fahrwerksteile (Räder, Anschlußpunkte) und Steuerungsteile verwendet, während Legierungen mit 6 bzw. 8—9 % Al (Gruppe IV und V) für höher beanspruchte Motor-Gehäuse, Fahrwerksträger und Anschlußbeschläge Verwendung finden. Die letztgenannte Gruppe kann durch eine Wärmebehandlung (Homogenisieren bei 420°) eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften erfahren.

3. Bleche, Profile und Rohre, die für beanspruchte Bauteile verwendet werden, werden aus einer Legierung mit 6—7 % Al und 0,5—1,0 % Zn (Gruppe VI) geliefert. Die Festigkeit dieser Legierung liegt bei etwa 28—32 kg/mm². Da die Legierung schwer schweißbar ist, werden die Verbindungen meistens durch Nietung hergestellt.

4. Gesenk-Schmiedestücke und Paßteile, wie Gehäuse, Motorträger, Luftschrauben und Fahrwerksteile, werden aus

Tafel 1.

Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Magnesium-Legierungen.

Gruppe	I	II	III	IV	V	VI	VII
Chemische Zusammensetzung	1,5–2,0 Mn	0,3 Al 0,3 Zn 0,8 Mn	4 Al 3 Zn 0,3 Mn	6 Al 3 Zn 0,3 Mn	8–9 Al 0,5 Zn 0,3 Mn	6—7 Al 0,5—1 Zn 0,2—0,5 Mn < 0,2 Si	8—9 Al 0,2—0,6 Zn 0,2 Mn
Behandlungszustand	gegossen	geglüht nachgerichtet	gegossen	gegossen	gegossen ausgeh.	geglüht	geglüht
Streckgrenze kg/mm²		8–15	> 7	> 8	> 8	18—22	> 20
Zugfestigkeit kg/mm²	8—12	19–23	12–21	14—20	14–22	28–32	28 - 32
Dehnung (10 d) % .	6 - 3	10—1,5	> 3	> 2	> 4	14—10	13—7
Fliegwerkstoff	3500	3501	3506	3505	3507	3510	3515

einer Legierung mit noch höherem Al-Gehalt (Gruppe VII) hergestellt. Die Verformung dieses hochlegierten Werkstoffes erfordert ein genaues Einhalten der günstigsten Verformungstemperatur (350°). Durch lange Vorwärmung wird eine Homogenisierung angestrebt, die sich günstig für die Verformbarkeit und Dauerhaftigkeit auswirkt.

Nichtmetallische Werkstoffe.

1. Bei den nichtmetallischen Werkstoffen unterscheidet man zwei Hauptgruppen:

a) anorganische (mineralische) Werkstoffe,
b) organische Werkstoffe.

2. Anorganische Werkstoffe kommen nur für einige wenige Sonderzwecke zur Verwendung.

Asbest, bestehend aus faserförmigem Magnesium-Silikat, wird wegen seiner Hitzebeständigkeit und schlechten Wärmeleitfähigkeit als Geflecht oder Gewebe zur Abschirmung von Auspuffleitungen, für Brandschotte und Feuerschutzbekleidung verwendet.

Steatit, hergestellt aus gemahlenem Speckstein, und Sinterkorund (Aluminiumoxyd) werden zur Isolation bei Zündkerzen verwendet.

Gläser aus Quarzsand, Soda, Feldspat, Kalkspat, Borax und anderen Mineralien in wechselnder Zusammensetzung erschmolzen, werden wegen ihrer Durchsichtigkeit und optischen Eigenschaften für Instrumente und Meßgeräte gebraucht.

3. Die organischen Werkstoffe gliedern sich nach ihrer Herkunft in

a) pflanzliche Rohstoffe,
b) tierische Rohstoffe,
c) Kunststoffe.

4. Von den organischen Werkstoffen kommt den aus pflanzlichen Rohstoffen gewonnenen die größte Bedeutung zu. Zu ihnen zählen

Hölzer,
Faserstoffe,
Gummi.

Hölzer.

1. Im Vergleich zu den metallischen Baustoffen haben die Hölzer den Vorteil des geringen spez. Gewichtes bei günstigen Festigkeitseigenschaften, der leichten Bearbeitbarkeit und Verbindungsmöglichkeit.

Nachteilig ist die geringe Verformbarkeit und Arbeitsaufnahme, die ungleichmäßige Festigkeit in verschiedenen Richtungen, die Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften und der Formbeständigkeit vom Feuchtigkeitsgehalt und vom Wuchs sowie die Brennbarkeit.

2. Für den Flugzeugbau kommt nur gesundes, nicht kurzbrüchiges, lufttrockenes, gerade gewachsenes Holz mit möglichst wenig Ästen und Rissen in Betracht.

Einteilung.

3. Die technisch verwendeten Hölzer gehören folgenden beiden Holzarten an:

a) Nadelhölzer,
b) Laubhölzer.

Nach der Härte und Festigkeit unterscheidet man Weichhölzer und Harthölzer. Während die Nadelhölzer durchweg zu den Weichhölzern zählen, sind die Laubhölzer in beiden Gattungen vertreten.

Holz, das im Bauteil in dickeren, unverleimten Querschnitten vorliegt, bezeichnet man als Vollholz zum Unterschied von Sperrholz und Schichtholz, die durch Aufteilung des Holzes in dünne Lagen (Furniere) und Verleimen derselben hergestellt werden.

Aufbau.

4. Jedes Holz baut sich aus der Vielzahl von Zellen verschiedener Größe und Form auf. Man unterscheidet sogenannte Leitzellen, die die Zufuhr des Wassers vermitteln, Nährzellen, die den Stoffwechsel übernehmen sowie Stützzellen, die bei den Laubhölzern die Träger der Festigkeit darstellen.

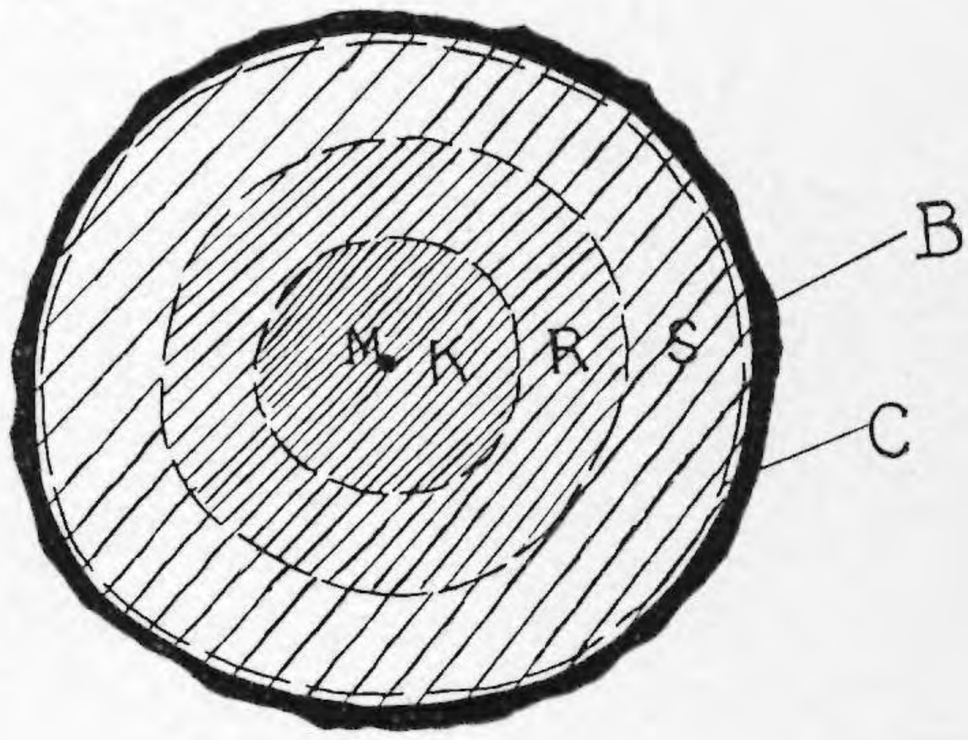

Abb. 1.
Schematischer Querschnitt eines Holzstammes.

B = Rinde mit Bast,	R = Reifholz,
C = jährliche Zuwachsschicht,	K = Kernholz,
S = Splintholz,	M = Markgang.

Im Querschnitt durch einen Holzstamm unterscheidet man folgende Zonen:

Die Rinde bildet den äußeren Schutzmantel. Sie besteht aus einer dicken Schicht abgestorbener harter Zellen, der sogenannten Borke, sowie einer dünnen faserigen Schicht, dem Bast.

An die Rinde schließt sich die Zuwachsschicht (Cambium) an, die sich aus den innerhalb einer Wachstumsperiode neu gebildeten Zellen zusammensetzt.

Unter dieser Schicht liegen die Zellen, die das eigentliche Holzgewebe bilden. Die äußeren Lagen aus jungen, saftführenden Zellen bezeichnet man als Splintholz. Die darunter liegenden, bereits etwas gealterten Zellen bilden das sogenannte Reifholz. Das Innere des Stammes besteht endlich aus trockenen, durch Gerbstoffe bzw. Harze dunkler gefärbten Zellen, dem Kernholz. Das Altern der Zellen geht

ganz allmählich vor sich, scharfe Grenzen zwischen Splint- und Kernteil können aus diesem Grunde nicht angegeben werden. Bei manchen Holzarten, z. B. Ahorn und Birke, erstreckt sich die Splintbeschaffenheit über den ganzen Stammquerschnitt.

5. In jeder jährlichen Wachstumsperiode werden zwei Arten von Zellen gebildet, im Frühjahr verhältnismäßig lockere, dünnwandige Zellen, das Frühholz, im Spätsommer dichte, dickwandige Zellen, das sogen. Spätholz. Das Frühholz ist weich,

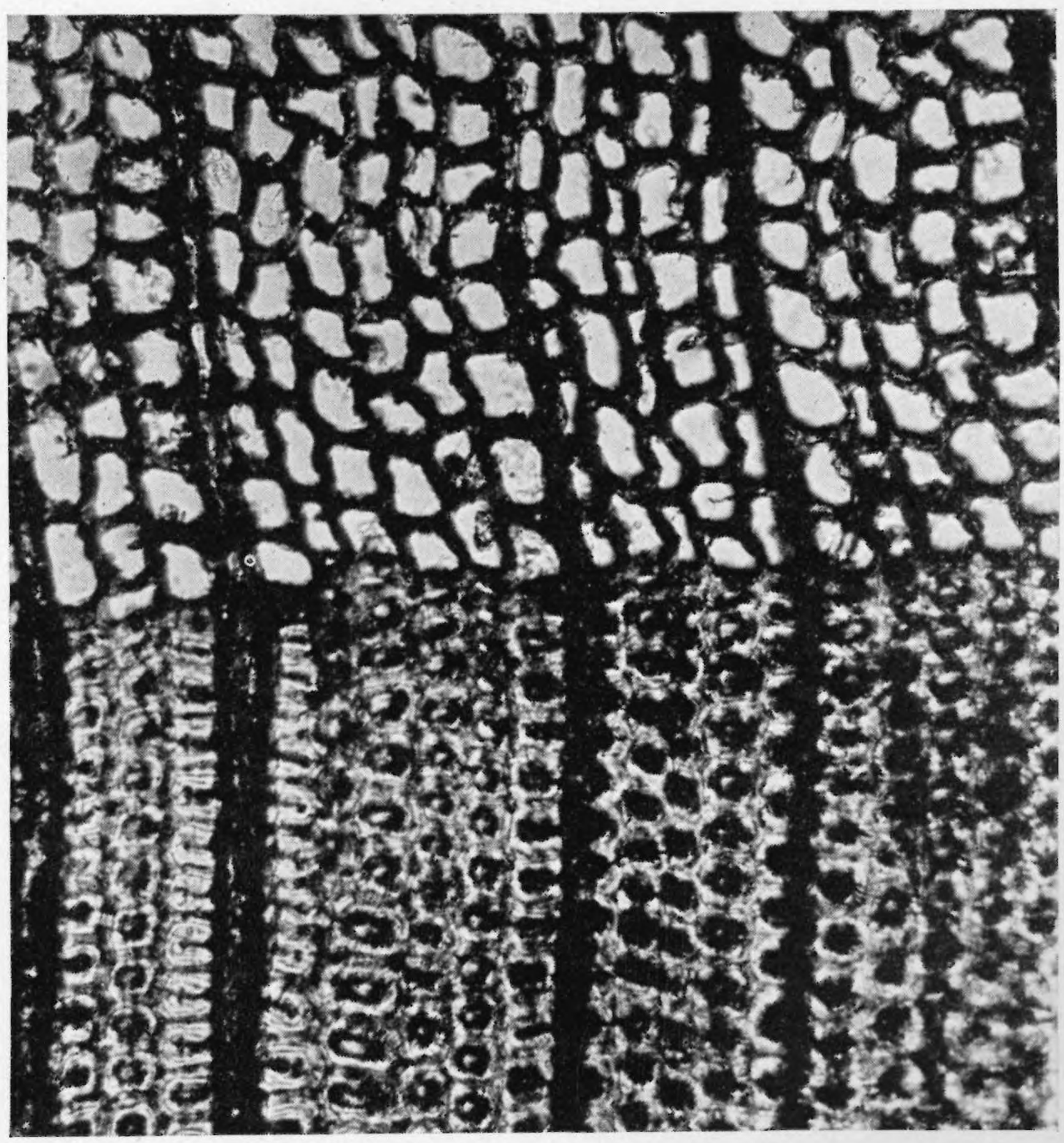

Abb. 2.
Querschnitt durch einen Jahresring von Kiefernholz. Lockere, dünnwandige Frühholz-Zellen und dickwandige Spätholz-Zellen.

leicht und wenig fest. Der hauptsächlichste Träger der Festigkeit ist deshalb das harte und feste Spätholz.

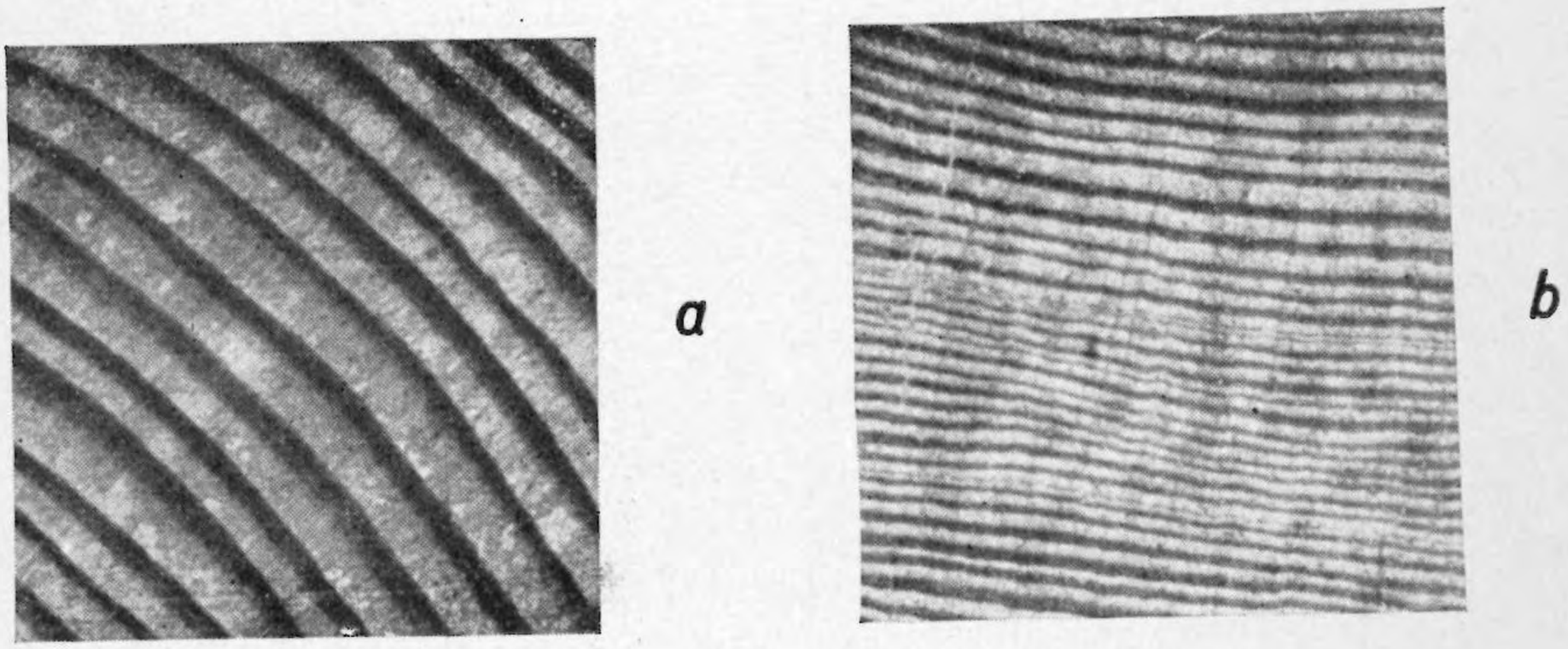

Abb. 3.
Querschnitte durch Kiefernholz.
a) breitringiges, schnell gewachsenes Holz,
b) schmalringiges, langsam gewachsenes Holz.

Die innerhalb eines Jahres gebildete, aus Frühholz und Spätholz bestehende Zellschicht bezeichnet man als Jahresring. Wieviel Zellen in einer Wachstumsperiode neu entstehen, hängt von den Wachstumsbedingungen (Zeitdauer, Feuchtigkeit, Bodenbeschaffenheit, Lichtverhältnisse usw.) ab. Die Breite der

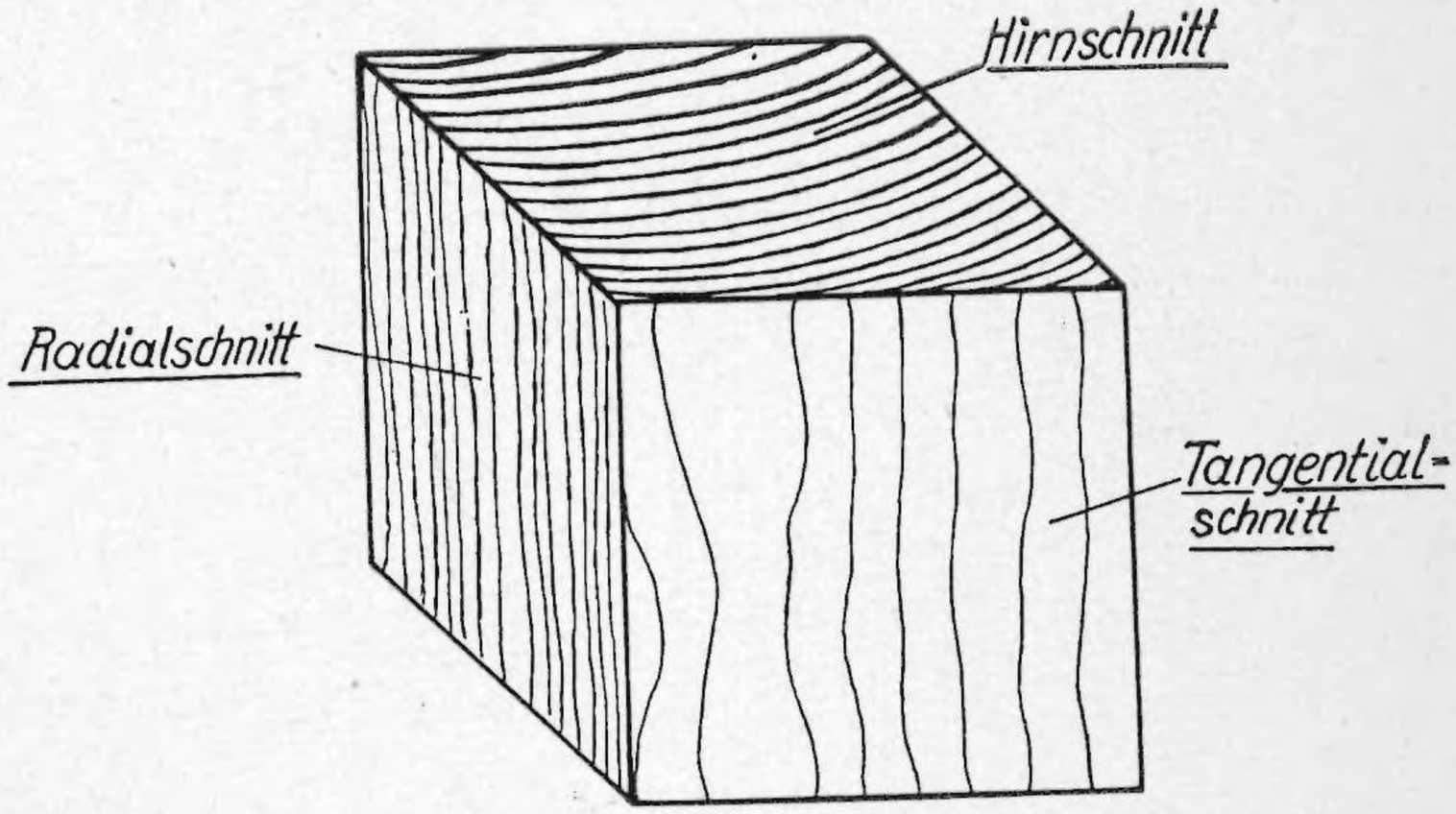

Abb. 4.
Bezeichnung der Hauptschnittrichtungen bei Hölzern.

Jahresringe sowie der Anteil des Früh- bzw. Spätholzes ist daher sowohl innerhalb eines Stammes wie auch von Stamm zu Stamm verschieden. An der Zahl der Jahresringe kann man das Alter des Stammes abzählen.

6. Den Querschnitt senkrecht zur Stammachse bezeichnet man als Hirnholz. Im Längsschnitt durch den Stamm (Langholz) unterscheidet man zwei Richtungen, den Radialschnitt senkrecht zu den Jahresringen sowie den Tangentialschnitt, der in Richtung der Tangente oder der Sehne zu den Jahresringen geführt ist. Im Radialschnitt erscheinen die Jahresringe als parallele Linien, während sie im Tangentialschnitt je nach der Regelmäßigkeit des Wuchses mehr oder weniger verzerrte Linien darstellen.

Einfluß des Aufbaues.

7. Entsprechend dem Aufbau aus verschiedenartigen Zellen sind die Eigenschaften der Hölzer in den einzelnen Richtungen sehr verschieden. Am höchsten ist die Steifigkeit und Festigkeit in Faserrichtung, am niedrigsten in radialer Richtung, da hierbei praktisch fast nur die Eigenschaften des weichen Frühholzes ausschlaggebend sind.

Die Festigkeit in Faserrichtung ist abhängig vom Spätholzanteil, je größer der Gehalt an festem Spätholz ist, desto höher sind die Festigkeitswerte. Da das dichtere Spätholz naturgemäß schwerer als das lockere Frühholz ist, steigt das Raumgewicht entsprechend dem Spätholzanteil. In Abb. 5 sind an Hand zahlreicher Versuchswerte die Zugfestigkeit und Druckfestigkeit von Kiefer und Spruce in lufttrockenem Zustand abhängig vom Raumgewicht aufgetragen. Die Festigkeitswerte nehmen proportional dem Raumgewicht zu. Man kann also, wenn der Feuchtigkeitsgehalt des Holzes bekannt ist, aus dem Raumgewicht die Festigkeit mit ziemlicher Zuverlässigkeit abschätzen.

Selbst innerhalb eines Stammes schwankt die Festigkeit in ziemlichen Grenzen. Am unteren Ende des Stammes ist sie höher als nach der Krone, dem sog. Zopf, zu. Der Kern ist gleichfalls härter und fester als der Splint, dagegen ist der Splint

weicher und besser verformbar. Gebogene Teile, wie z. B. Rippengurte, Randleisten u. dgl., werden deshalb zweckmäßig aus Splintholz hergestellt, während hauptsächlich auf Druck beanspruchte Teile (z. B. Holmgurte) aus Kernholz angefertigt werden.

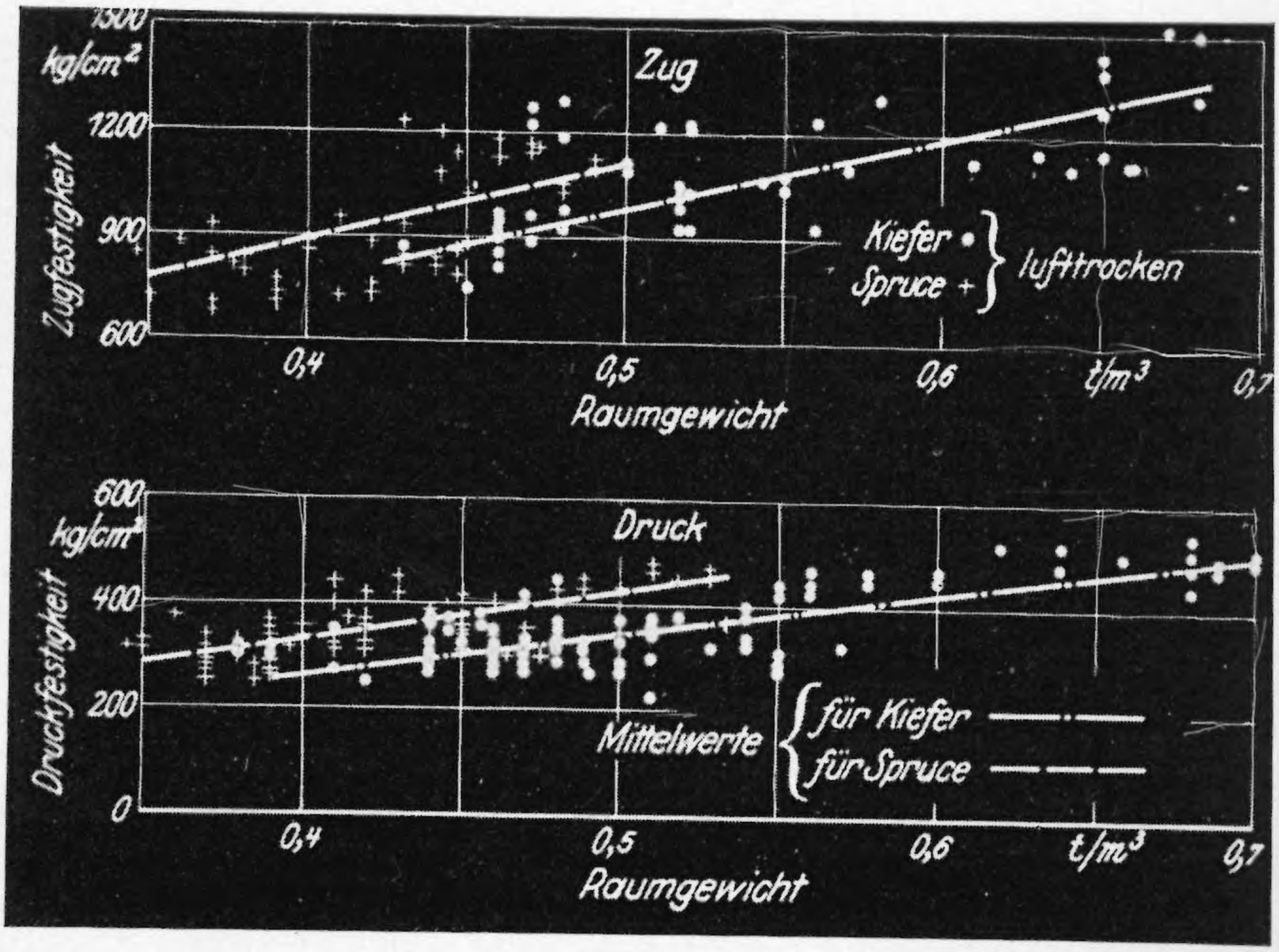

Abb. 5.
Abhängigkeit der Zug- und Druckfestigkeit von lufttrockenem Kiefern- und Spruce-Holz vom Raumgewicht.

Proben für Festigkeitsversuche sind in der Regel am Zopfende aus den äußeren Splintschichten zu entnehmen. Man erhält dadurch die Gewähr, daß die Stellen geringster Festigkeit von der Prüfung erfaßt werden und die übrigen Zonen höhere Festigkeitswerte aufweisen.

8. Weicht die Faserrichtung von der Beanspruchungsrichtung ab, so ist schon bei ganz geringen Winkeln ein deutlicher Abfall der Festigkeit zu verzeichnen. Aus Abb. 6 ist zu entnehmen, daß an dünnen Furnieren schon bei einem Winkel von 5° zwischen

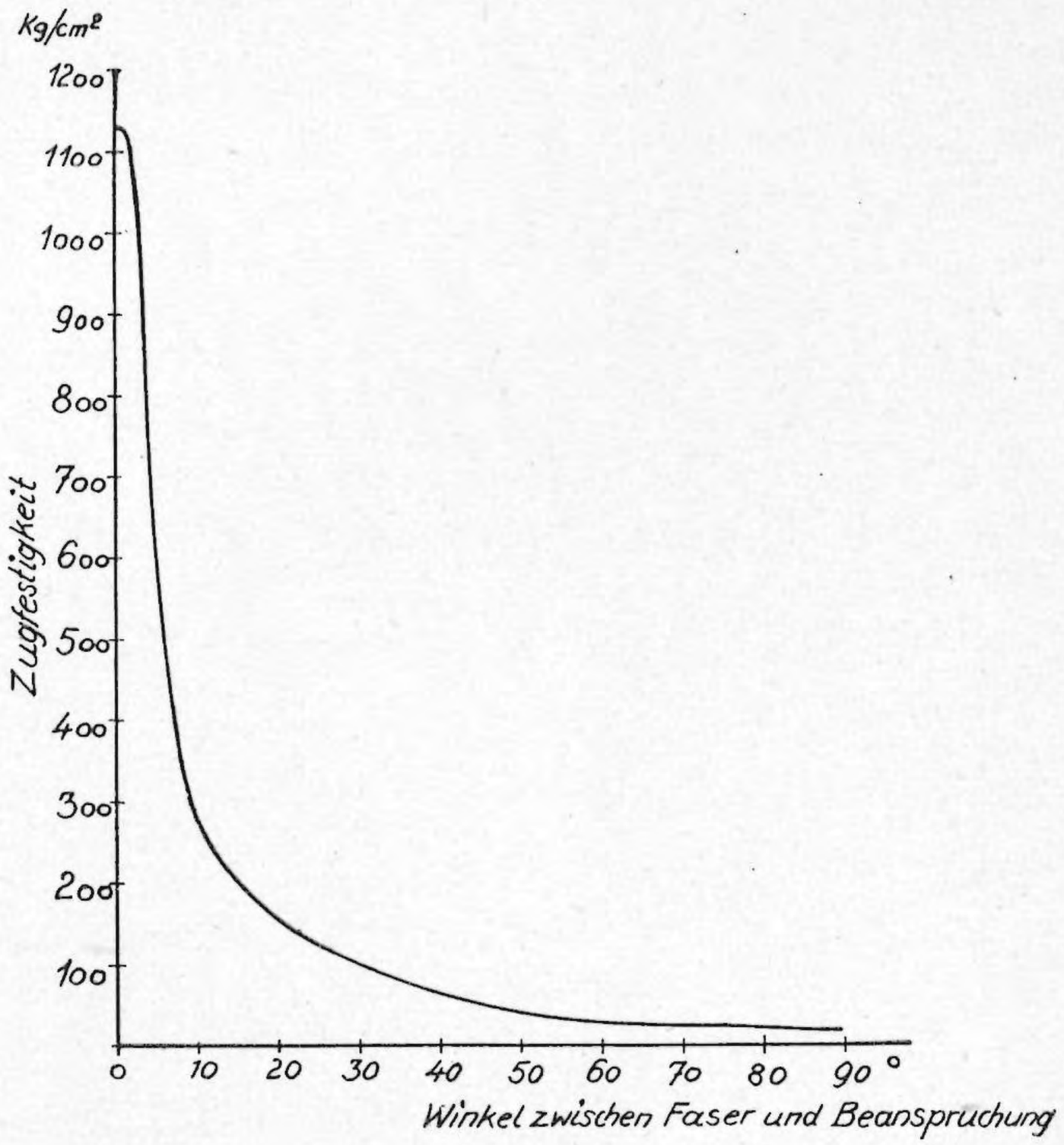

Abb. 6.

Zugfestigkeit von 0,5 mm dickem Birkenfurnier unter verschiedenen Winkeln zur Faserrichtung.

Faserrichtung und Beanspruchungsrichtung die Zugfestigkeit nur noch die Hälfte der Festigkeit in Faserrichtung beträgt. In dickeren Querschnitten und bei Druck- oder Biegebeanspruchungen ist der Festigkeitsabfall nicht ganz so schroff, jedoch immerhin noch recht erheblich. Größere Abweichungen der Faserrichtung von der Beanspruchungsrichtung als 1 : 20 sind deshalb in hochbeanspruchten Bauteilen (Holmgurte, Luftschrauben) unzulässig.

Schräger Faserverlauf kann durch ungünstige Schnittrichtung beim Aufteilen des Stammes entstanden sein, er kann aber auch durch ungünstiges Wachstum (Drehwuchs) bedingt sein. Stark drehwüchsiges Holz ist unbrauchbar, da es nur geringe Festigkeit besitzt und kurzbrüchig ist. Äste und Harzeinschlüsse (Gallen) lenken ebenfalls den Faserverlauf ab und beeinträchtigen so die

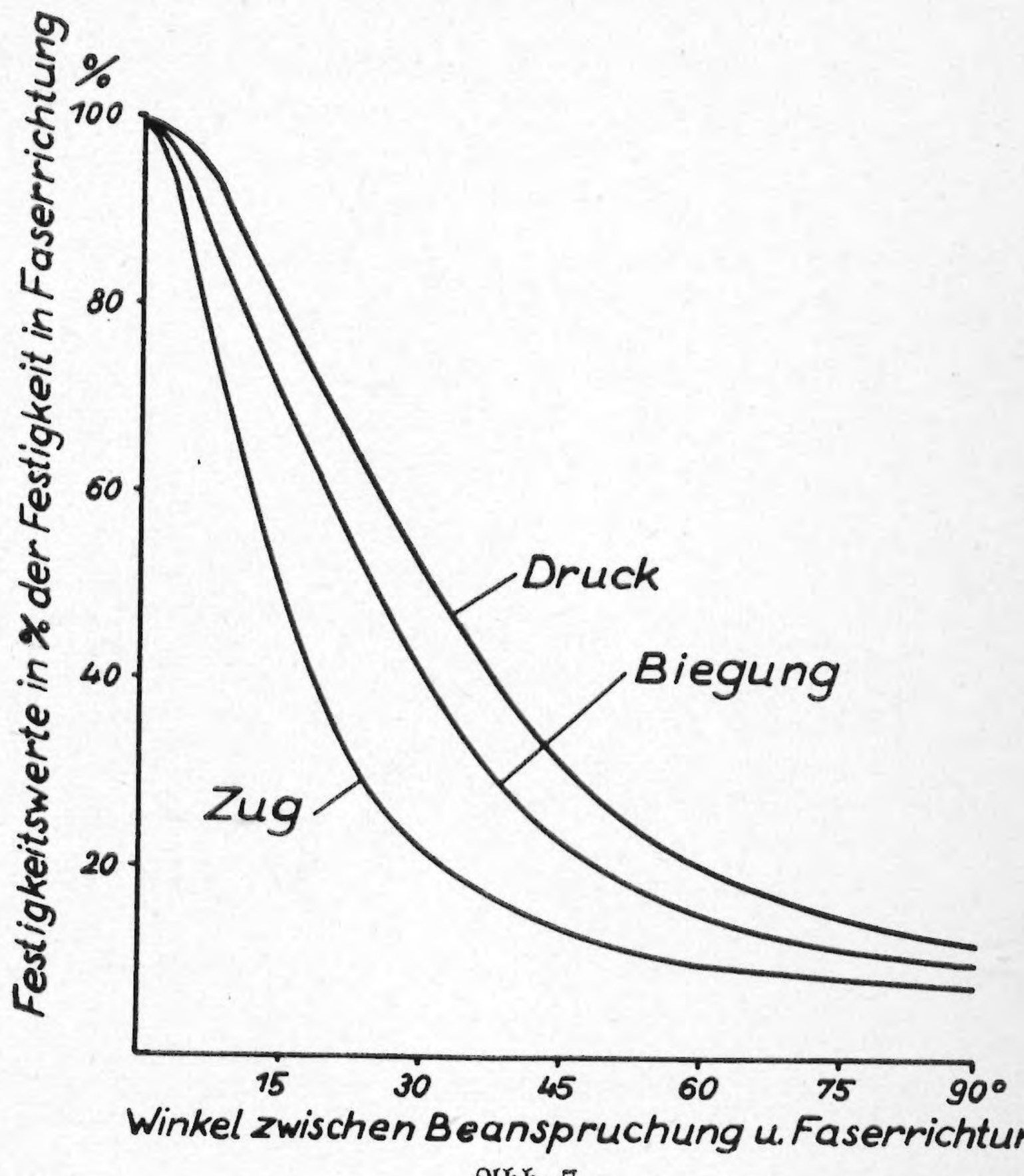

Abb. 7.

Verhältnis der Festigkeitswerte von Kiefernholz bei verschiedenen Winkeln zur Faserrichtung.

Festigkeit. Auch die Verleimbarkeit wird durch derartige Fehlstellen verschlechtert. Fehlstellen größeren Umfanges müssen bei der Aufteilung der Stämme bzw. der Bohlen ausgesondert werden, kleinere Gallen und fest eingewachsene Aststellen können zugelassen werden, sofern die Festigkeit nicht wesentlich dadurch herabgemindert wird. Die zulässige Größe richtet sich nach der Höhe der Beanspruchung, der Querschnittsgröße und der Lage der Fehlstellen im Querschnitt. In der Mitte liegende Fehlstellen sind ungefährlicher als an den Kanten liegende. Die Gefährlichkeit der Fehlstellen ist bei mehrfach verleimtem Holz auch geringer als bei unverleimtem Vollholz.

Einfluß des Feuchtigkeitsgehaltes.

9. Holz ist hygroskopisch, d. h. es nimmt aus der Umgebung Feuchtigkeit auf. Der Feuchtigkeitsgehalt des Holzes ist abhängig von der Temperatur und dem Feuchtigkeitsgehalt des umgebenden Mediums.

Unter Feuchtigkeitsgehalt versteht man den Gewichtsunterschied des Holzes vor und nach einem mehrstündigen Trocknen bei 95—100° C, bezogen auf das Trockengewicht:

$$F = \frac{G_{naß} - G_{trocken}}{G_{trocken}} \times 100\ (\%)$$

10. Das grüne Holz enthält durchschnittlich 35—70% Feuchtigkeit, die Nadelhölzer meist etwas mehr als die Laubhölzer. Durch Lagern an der Luft verringert sich allmählich der Feuchtigkeitsgehalt des geschlagenen Holzes. Damit ist eine Verringerung des Volumens verbunden, die man als Schwinden bezeichnet. Das Schwinden erfolgt hauptsächlich quer zu den Fasern, und zwar in Umfangrichtung stärker als in radialer Richtung. Überschläglich kann man die Volumenänderung durch Feuchtigkeitsaufnahme in radialer Richtung zu etwa dem 10fachen, in tangentialer Richtung zu etwa dem 20fachen des Wertes in Faserrichtung ansetzen.

Die Feuchtigkeitsabgabe des Stammes erfolgt allmählich in den Hirnflächen. Wird die Trocknung zu rasch vorgenommen, so treten beim Schwinden der Erdquerschnitte radiale Risse (Hirnisse) auf. Sie gehen entweder vom Kern aus (Kernrisse) oder vom Umfang (Strahlen- oder Oberflächenrisse). Da tiefere Schwindrisse in fertigen Bauteilen nicht zulässig sind, muß gerissenes Holz bei der Verarbeitung ausgeschieden werden.

Zwecks schnellerer und gleichmäßigerer Trocknung teilt man den entrindeten Stamm in Bohlen auf, die so gestapelt werden, daß die Luft von allen Seiten Zutritt hat. Da das Splintholz immer mehr Feuchtigkeit enthält als der Kern, tritt beim Trocknen ein Verziehen der Bohlen ein.

Die Abgabe des überschüssigen Wassers geh nach der Fällung des Stammes verhältnismäßig schnell vonstatten. Bei etwa 30% Feuchtigkeitsgehalt ist jedoch der Faserſättigungspunkt erreicht, bei dem die Holzfasern ihren natürlichen Wassergehalt besitzen. Die weitere Feuchtigkeitsabgabe erfolgt dann nur noch allmählich und ist abhängig von dem relativen Feuchtigkeitsgehalt der umgebenden Luft. Holz, das sehr lange Zeit bei Raumtemperatur und 60—70% relativer Luftfeuchtigkeit getrocknet wurde (natürliche Trocknung) enthält im sog. lufttrockenen Zustand etwa 10—15% Feuchtigkeit.

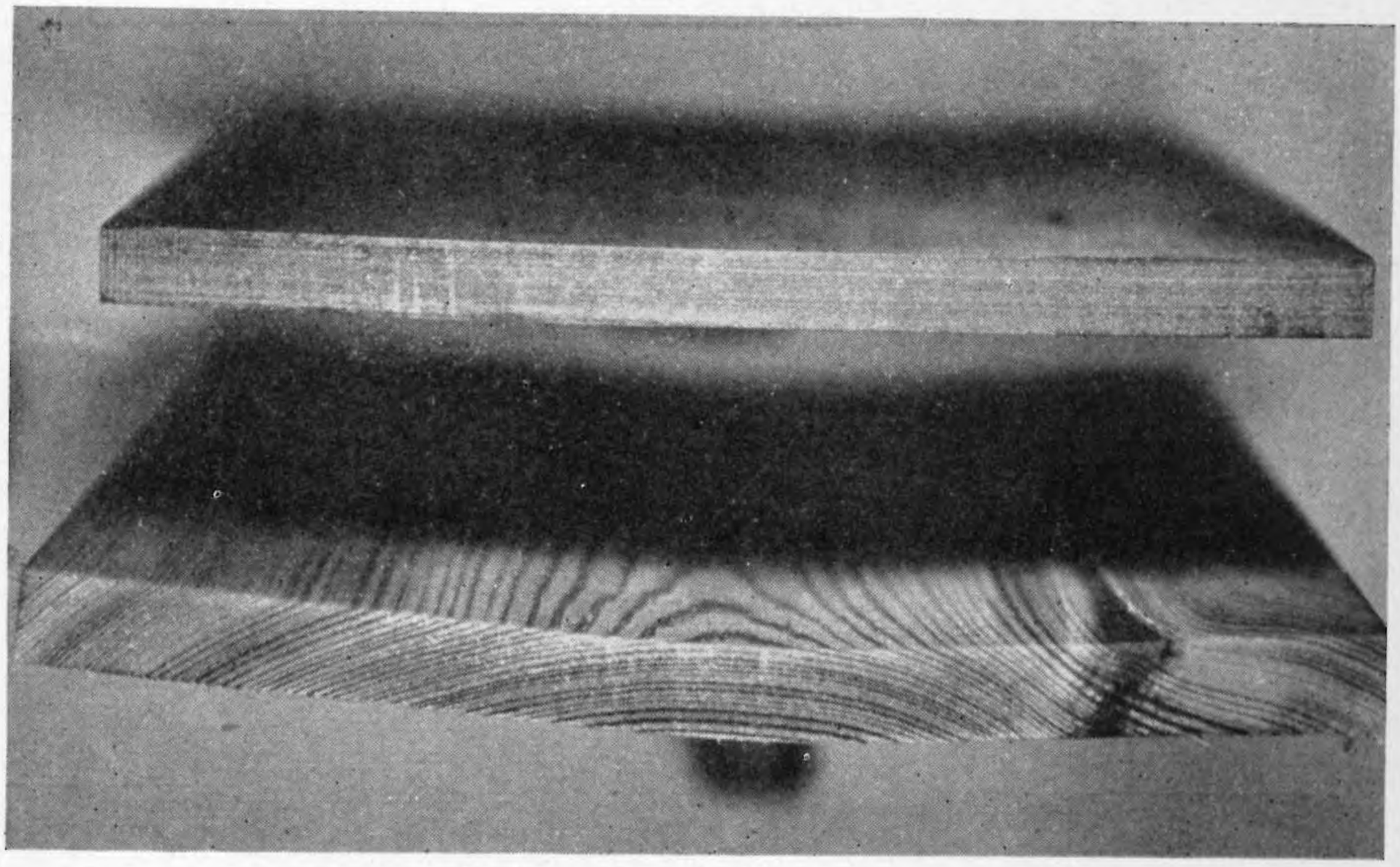

Abb. 8.
Formänderung einer Kiefernbohle durch Trocknung im Vergleich mit einer Bohle aus Schichtholz.

Der Trocknungsvorgang kann in geschlossenen Kammern durch Erwärmung auf 60—100° und ständigen Luftwechsel beschleunigt werden. Die relative Luftfeuchtigkeit wird so niedrig eingestellt, daß das künstlich getrocknete Holz etwa 5—10% Feuchtigkeit enthält.

Unterhalb des Faserſättigungspunktes erfolgt die Feuchtigkeitsaufnahme rascher als die Abgabe. Der Austausch erfolgt ebenfalls

hauptsächlich in Faserrichtung. Künstlich getrocknetes Holz mit niedrigem Feuchtigkeitsgehalt nimmt an der Luft in kurzer Zeit die entsprechende Feuchtigkeit auf, während zu feuchtes Holz unter denselben Lagerungsbedingungen nur ganz langsam seinen Feuchtigkeitsgehalt vermindert.

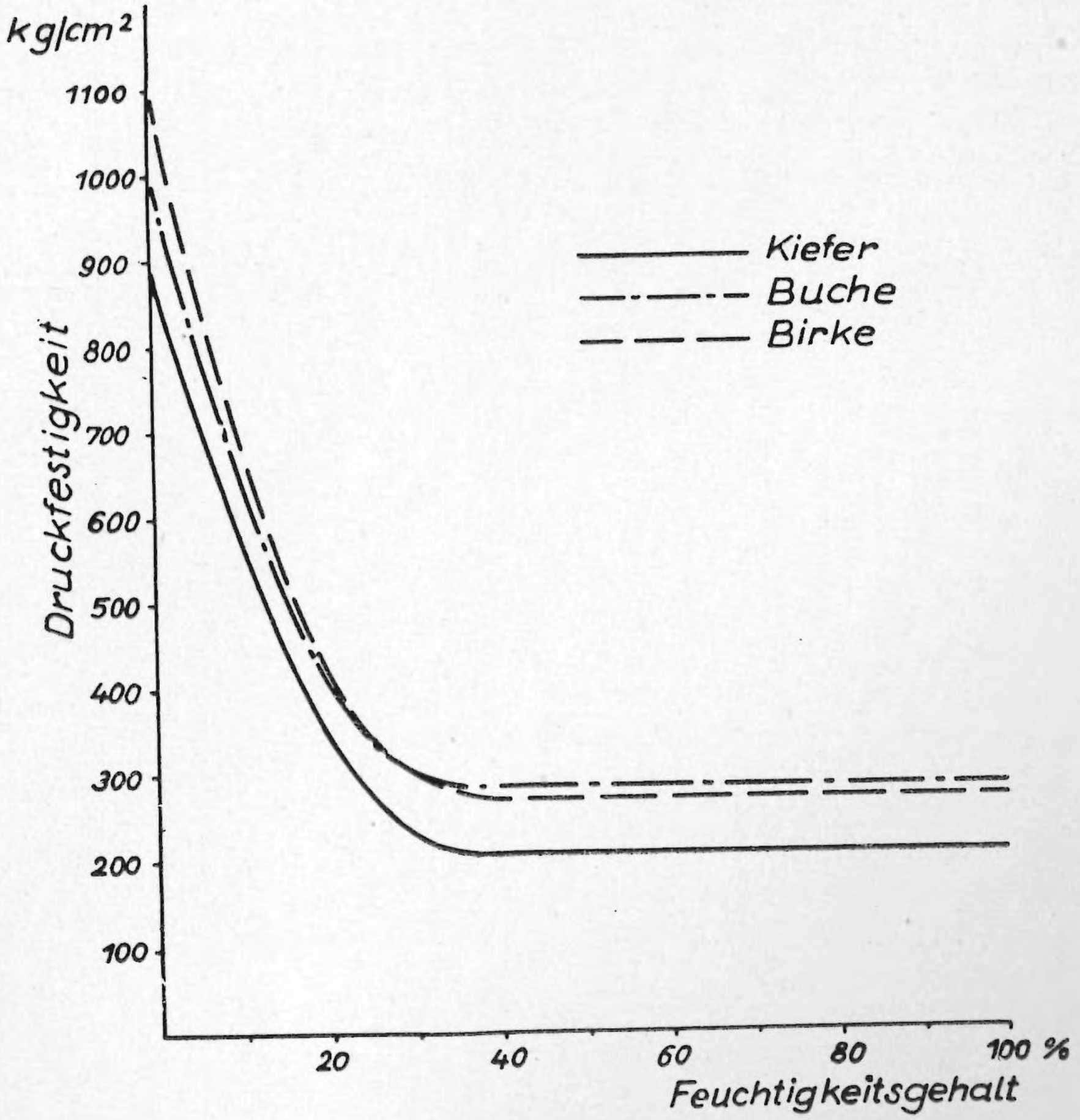

Abb. 9.
Einfluß des Feuchtigkeitsgehaltes auf die Druckfestigkeit in Faserrichtung.

Den Einfluß des Feuchtigkeitsgehaltes auf die Druckfestigkeit gibt Abb. 9 wieder. Die Festigkeit fällt mit zunehmendem Feuchtigkeitsgehalt bis zum Fasersättigungspunkt rasch ab, dann bleibt sie nahezu konstant. Der anfängliche Abfall der Festigkeit ist dadurch bedingt, daß die eingedrungene Feuchtigkeit

die Holzsubstanz zum Quellen bringt und dadurch die Festigkeit vermindert, während bei der weiteren Feuchtigkeitsaufnahme nur noch die Zellhohlräume gefüllt werden.

Um die mit Feuchtigkeitsänderungen verbundenen Volumenänderungen, das sogen. Arbeiten des Holzes, zu unterbinden, teilt man die Querschnitte in etwa 10—20 mm dicke Lagen (Lamellen) auf, die so miteinander verleimt werden, daß ihre Formänderungen sich gegenseitig nach Möglichkeit aufheben. Auch durch Tränkung mit Paraffin oder Kunstharzen wurde schon versucht, die Feuchtigkeitsschwankungen zu unterbinden.

Holzarten.

1. Für beanspruchte Bauteile werden hauptsächlich folgende Holzarten verwendet:

als Vollholz: Kiefer, Fichte, Oregonpine, Spruce, Esche, Nußbaum,

als Sperrholz bzw. Schichtholz: Birke, Buche.

2. Die Holzarten besitzen folgende Merkmale:

Kiefer hat einen hellen, mitunter gelblichen Splint und einen dunklen, rötlich braunen Kern. Die Jahresringe sind deutlich ausgeprägt und das helle Frühholz scharf vom dunklen Spätholz abgesetzt. Das Holz ist ziemlich harzreich, es wird hauptsächlich zu Holm- und Rippengurten verarbeitet. Es stammt vorwiegend aus Ostpreußen und den anliegenden Ostsee-Ländern.

Fichte ist weicher, leichter und weniger fest als Kiefer. Seine Farbe ist etwas heller, der Übergang vom Frühholz zum Spätholz erfolgt allmählicher. Seiner guten Biegsamkeit und Elastizität wegen wird es manchmal zu Rippengurten, Formleisten und ähnlichen Teilen verwendet.

Die amerikanischen Holzarten **Spruce** (Fichtenarten) und **Oregonpine** (Kiefernart) zeichnen sich durch gleichmäßigen Wuchs und Astfreiheit aus. Sie wurden früher viel zu Holmen und Rippen verarbeitet, in letzter Zeit ist ihre Verwendung aus Beschaffungsgründen stark zurückgegangen.

Esche hat einen hellen, breiten Splint und einen dunklen, gräulichen bis bräunlichen Kern. In den Jahresringen ist das großporige Frühholz vom dichteren Spätholz deutlich zu unterscheiden. Das Holz ist hart und sehr elastisch, es wird für Anschlußstellen von Beschlägen, Verstärkungslaschen, Kufen, Luftschrauben u. dgl. verwendet.

Nußbaum hat eine rotbraune bis dunkelbraune Farbe. Kern und Splint unterscheiden sich nur wenig. Die Jahresringe sind deutlich zu erkennen, im Frühholz sind die Poren sehr zahlreich, im Spätholz nimmt ihre Zahl und Größe allmählich ab. Das Holz ist noch härter und fester als Esche, es wurde hauptsächlich mit Esche zusammen für Luftschrauben verarbeitet. Da

der Nußbaum-Bestand verhältnismäßig gering ist, wird es neuerdings immer mehr durch Buchen-Schichtholz ersetzt.

Birke ist in den Außenzonen ziemlich hell, nach dem Kern zu leicht rötlich. Jahresringe sind kaum zu erkennen. Die Poren sind gleichmäßig über den Jahresringquerschnitt verteilt. Birke ist ziemlich langfaserig und daher zäh und biegsam. Es eignet sich gut zum Schälen. Die einheimischen Bestände an geeigneter Birke sind jedoch so gering, daß das benötigte Holz aus den Ostsee-Ländern eingeführt werden muß.

Buche ist dunkler als Birke, die Jahresringe sind besser zu erkennen. Im Tangentialschnitt sind ziemlich grobe Poren zu erkennen, die zusammen mit der kurzen Holzfaser die Feuchtigkeitsbeständigkeit stark beeinträchtigen. Buche ist stark hygroskopisch und neigt zum Werfen und Verziehen. Die Verwendung von Buche war erst möglich, nachdem wasserfeste Kunstharz-Leime entwickelt waren, die zum Herstellen von Schicht- bzw. Sperrholz geeignet sind. Als einzige Holzart steht Buche in ausreichender Menge aus einheimischen Beständen zur Verfügung.

3. Einige Festigkeitseigenschaften der wichtigsten Vollholzarten sind in Tafel 1 aufgeführt. Wie aus den Versuchswerten hervorgeht, schwanken die Festigkeitswerte selbst bei ausgesuchtem Holz in weiten Grenzen. Zum Vergleich sind die nach den Bauvorschriften für Flugzeuge (BVF) geforderten Mindestfestigkeiten mit angegeben.

Die Sollwerte beziehen sich auf einen Feuchtigkeitsgehalt von 12 %. Innerhalb des lufttrockenen Zustandes tritt durch Änderung des Feuchtigkeitsgehaltes um 1 % eine Erhöhung bzw. Erniedrigung der Druck- und der Biegefestigkeitswerte um 4 % ein. Zum Beispiel entspricht einer Biegefestigkeit von 800 kg/cm² bei 10 % Feuchtigkeitsgehalt ein Festigkeitswert von 735 kg/cm² bei 12 % Feuchtigkeitsgehalt.

4. Ergänzend zu den statischen Festigkeitswerten sei erwähnt, daß die Hölzer ebenso wie die metallischen Werkstoffe eine ausgeprägte Dauerfestigkeitsgrenze besitzen. Die Wechselbiegefestigkeit am umlaufenden Probestab bestimmt (siehe WK 15,2) liegt bei etwa 55—60 % der statischen Druckfestigkeit bzw. 30—36 % der statischen Biegefestigkeit.

Tafel 1.

Festigkeitseigenschaften verschiedener Holzarten (Vollholz).

(nach DVL-Versuchen)

	Kiefer (Kern)	Spruce	Esche	Nußbaum
Raumgewicht g/cm³	0,45—0,7	0,45 0,55	0,65—0,75	0,60—0,75
Feuchtigkeitsgehalt %	9,0—12,5	10,5—15,0	9,5—11,0	7,5—12
Zugfestigkeit kg/cm²	800[1])	700[1])	1000[1])	1100[1])
längs	900—1750	820 - 1260	970—1400	1100—1300
Druckfestigkeit kg/cm²	400[1])	350[1])	450[1])	500[1])
längs	425—770	300—480	590—900	660—850
quer	40—50	—	100	110—120
Biegefestigkeit kg/cm²	700[1])	600[1])	800[1])	1000[1])
längs	890—1350	640—1020	1150—1500	1100—1550
E-Modul kg/cm²	100000[1])	95000[1])	110000[1])	120000[1])
längs	150—175000	130—145000	105—140000	110—150000
Verdrehfestigkeit kg/cm²				
längs	160—170	—	180—340	270 320
quer	40 60	—	130—200	130—160
Schubmodul kg/cm²				
längs	9000	—	14000	15500

[1]) Geforderte Mindestwerte nach den Bauvorschriften für Flugzeuge (BVF) bezogen auf einen Feuchtigkeitsgehalt von 12%.

Trotz seines ausgeprägten faserigen Aufbaues werden auch bei Holz die Festigkeitseigenschaften durch Kerben beeinträchtigt. Bei Kiefer z. B. beträgt die statische Biegefestigkeit in gekerbtem Zustand (Rund- und Spitzkerb, Kerbtiefe = ⅓ Querschnittshöhe) etwa 70—80 % der Festigkeit des ungekerbten Zustandes, wenn die Belastung parallel zu den Jahresringen wirkt, und 85—95 %, wenn die Belastung senkrecht zu den Jahresringen, also radial, wirkt.

Schichtholz und Sperrholz.

1. Durch Aufteilen des Holzes in dünne Einzellagen (Furniere), die mit feuchtigkeitsbeständigen bzw. wasserabweisenden Bindemitteln miteinander verleimt werden, wird eine sehr wesentliche Verbesserung der Formbeständigkeit erreicht. Das Eindringen des Bindemittels in die angeschnittenen Zellräume führt zu einer gleichmäßigen Tränkung des Holzes und damit zu einer Verbesserung seiner Festigkeitseigenschaften. Man bezeichnet diesen Vorgang auch als Vergütung des Holzes. Die Durchtränkung ist um so stärker, je dünner die Furniere sind.

Für die Verarbeitung zu Schicht- bzw. Sperrholz eignen sich die meisten Holzarten. Praktisch werden im Flugzeugbau jedoch nur Birke und Buche dazu verwendet. Aus Beschaffungsgründen tritt die Buche immer mehr in den Vordergrund.

2. Werden bei der Verleimung die Furniere mit ihrer Faserrichtung hauptsächlich parallel zueinander geschichtet, so wird das entstandene Halbzeug als Schichtholz bezeichnet. Ordnet man die Einzellagen mit ihrer Faserrichtung senkrecht oder unter bestimmten Winkeln (z. B. 45°) zueinander an, so bezeichnet man dies als Sperrholz.

Die Herstellungsweise ist für beide Halbzeuge grundsätzlich die gleiche. Während Sperrholz hauptsächlich in Dicken von 0,6 bis 5,0 mm für Bauteile, die in verschiedenen Richtungen beansprucht werden, Verwendung findet, werden aus Schichtholz Bohlen bis zu mehreren Zentimetern Dicke hergestellt und in erster Linie für axial beanspruchte Teile (Holmgurte, Luftschraubenblätter) verarbeitet.

Herstellung.

3. Die bis zur Verarbeitung in Wasser gelagerten Stämme werden in Abschnitte von bestimmter Länge zersägt und von der Rinde befreit. Um das Holz für die weitere Verarbeitung weicher zu machen, werden die Stammabschnitte in Gruben mit Wasserdampf behandelt. Im gedämpften Zustand werden sie in besonderen Schälmaschinen zwischen Spitzen gespannt und in Umdrehung versetzt. Ein Schälmesser entsprechender Länge wird gegen den Stamm gedrückt und schält von ihm je nach dem eingestellten Vorschub dickere oder dünnere Bänder ab. Die Bänder werden auf Beschneidemaschinen zu der gewünschten Größe zerschnitten.

Da die Furniere durch die Dämpfungsbehandlung ziemlich hohe Feuchtigkeitsgehalte (30—40%) erhalten, werden sie in Trockenkammern auf etwa 8—12% Feuchtigkeitsgehalt getrocknet.

4. Die Verleimung erfolgt durch flüssige Leime oder durch Leimfilme. Während früher hauptsächlich Kasein-Leime oder Blutalbumin-Leime zur Herstellung von Sperrholz dienten, werden neuerdings dafür nur noch feuchtigkeitsbeständige Kunstharz-Bindemittel benutzt. Die flüssigen Leime müssen auf die Furniere mittels besonderer Leimauftragmaschinen aufgebracht werden, während die trockenen Leimfilme einfach zwischen die einzelnen Lagen eingelegt werden. Die Filmverleimung ermöglicht so eine genaue Dosierung der Leimmenge, sie wird deshalb zur Zeit fast ausschließlich angewandt. Der bekannteste Leimfilm ist die Tegofolie, die aus einem mit Phenol-Formaldehydharz (Bakelit) getränkten Papiervließ von 0,05—0,1 mm Dicke besteht. Zum Abbinden des Leimes sind Temperaturen von mindestens 140° und Preßdrücke von etwa 25 at erforderlich.

Ein weiteres Kunstharz-Bindemittel ist der Kaurit-Leim, eine Verbindung von Harnstoff und Formaldehyd. Während der Kaurit-Leim bisher nur in flüssiger Form erhältlich war, ist es neuerdings gelungen, ihn auch in Filmform herzustellen. Dadurch wird das Leimverfahren ebenso einfach wie bei den Tegofolien. Die Preßtemperaturen (100—120°) und die Preßdrücke (mindestens 2 at) sind niedriger als bei den Tegofolien.

Die Verleimung erfolgt in heizbaren Etagenpressen. Die Preßdauer richtet sich nach der Dicke der Platten. Während der Heißverleimung wird der Feuchtigkeitsgehalt der Furniere noch weiter erniedrigt, er beträgt normalerweise etwa 6—10%.

5. Die Bindefestigkeit (Schubfestigkeit) der Leimfläche wird durch Zugversuche mit eingesägten Proben ermittelt. Die Länge l ändert sich mit der Platten bzw. Furnierdicke, sie ist so zu wählen, daß der Bruch durch Abscheren der Leimflächen und nicht als Zugbruch im Holz eintritt.

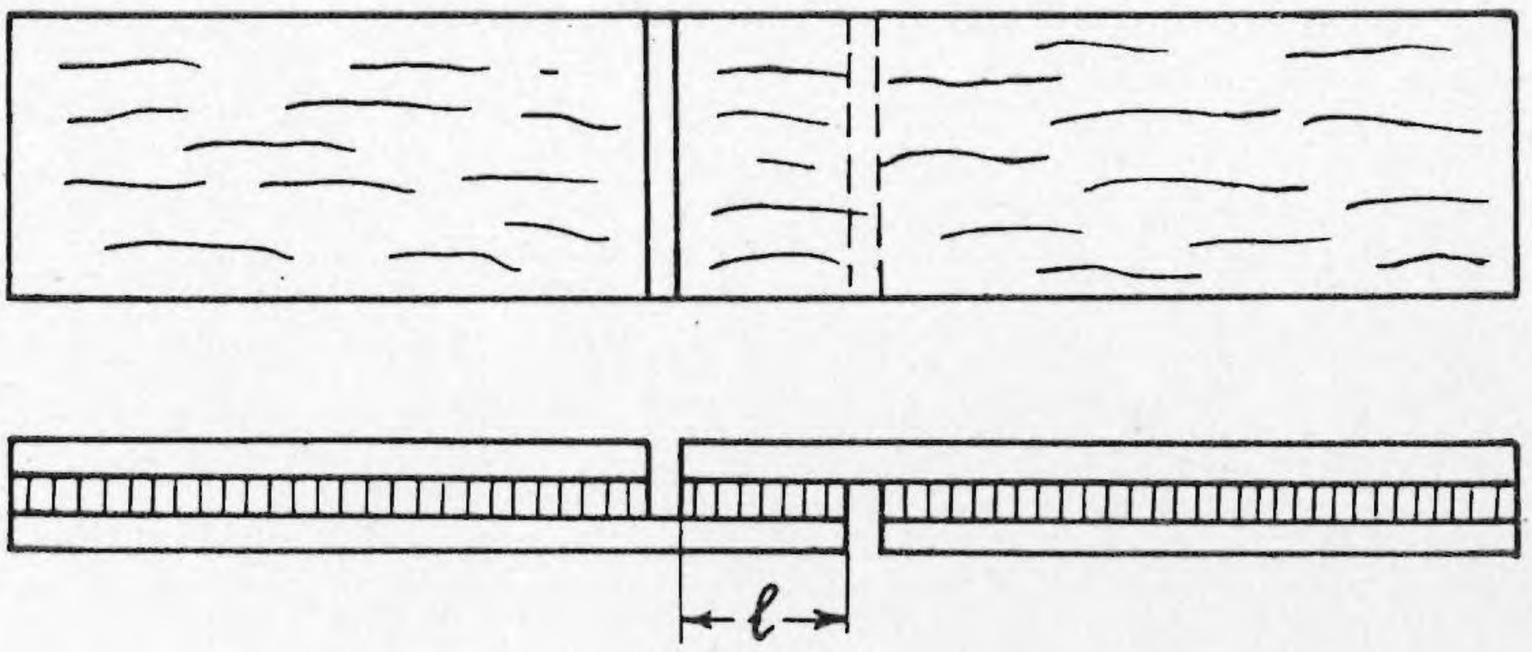

Abb. 1.
Probenform für die Ermittlung der Leimfestigkeit von Sperrholz.

Die Leimfestigkeit wird im lufttrockenen Zustand und nach 48stündiger Wasserlagerung geprüft. Gegenüber den früher für kaseinverleimtes Sperrholz geltenden Forderungen von 20 kg/mm² Trockenfestigkeit und 10 kg/cm² Naßfestigkeit werden mit den Kunstharz-Leimen über doppelt so hohe Werte erreicht. Bei Sperrholz, das aus vielen dünnen Einzellagen besteht, ist die Tränkung des Holzes so innig, daß die Naßfestigkeit nur wenig unter der Trockenfestigkeit liegt. Zwischen Kaurit-Leim und Tegofilm besteht dabei kein Unterschied.

Aufbau.

6. Durch die Wahl der Furnierdicke und die Anordnung der Furniere können die Festigkeitseigenschaften in verschiedenen Richtungen sehr weit verändert werden. Je dünner die Furniere und inniger die Durchtränkung mit Kunstharz, desto höher ist die Festigkeit. Zwar wird die Zugfestigkeit in Faserrichtung durch die Aufteilung und Tränkung nicht verbessert, wohl aber die Querfestigkeit sowie die Druck- und Biegefestigkeit des Schichtholzes. Da gerade diese Festigkeitswerte jedoch bei Vollholz die Höhe der Beanspruchbarkeit begrenzen, wird durch die Steigerung dieser Werte eine bessere Ausnutzung der Holzfestigkeit erreicht. Die Festigkeitssteigerung ist verhältnismäßig viel größer als die mit der Tränkung verbundene Gewichtserhöhung. Während in dickeren Furnieren infolge der kürzeren Fasern und der hohen Wassergierigkeit das Buchenholz entsprechend verleimtem Birkenholz unterlegen ist, sind bei Furnierdicken von 0,3 mm und darunter die Eigenschaften beider Holzarten einander gleich zu setzen.

Man geht aus diesem Grunde immer mehr dazu über, Buchensperrholz an Stelle des früher allgemein angewandten Aufbaues aus drei Lagen aus zahlreichen dünnen Lagen (bis herunter zu 0,1 mm Dicke) zu verleimen und erreicht damit höhere Festigkeit und Steifheit sowie bessere Wasserbeständigkeit.

Bei 3lagigem Sperrholz soll die Mittellage mindestens gleich der Dicke einer Außenlage sein und die Gesamtdicke beider Außenlagen zusammen nicht überschreiten. Bei Vielschichten-Sperrholz sind alle Einzellagen gleich dick.

7. Als Gütemaßstab für die Festigkeit von Sperrholz gilt die Summe der Zugfestigkeitswerte längs und quer zur Faserrichtung der Außenanlagen. Gefordert wird für 3-Lagen-Sperrholz eine Mindestzugfestigkeit in Längsrichtung von 700 kg/cm², in Querrichtung (beim Aufbau aus 3 gleich dicken Einzellagen) mindestens 450 kg/cm². Die Summe aus Längs- und Querfestigkeit muß mindestens 1400 kg/cm² erreichen.

Tafel 1.

Festigkeitseigenschaften von Birke und Buche (Voll- und Schichtholz).

(Nach DVL-Versuchen)

	Birke		Buche	
	Vollholz	Schichtholz (50fach)	Vollholz	Schichtholz (45fach)
Raumgewicht g/cm³	0,67	1,00	0,65	0,94
Feuchtigkeitsgehalt %	10	6,5	9,0	6,0
Zugfestigkeit kg/cm²				
längs	1380	1280	1400	1290
quer	75	380	100	215
Druckfestigkeit kg/cm²				
längs	700	1150	600	1350
quer	90	540	—	540
Biegefestigkeit kg/cm²				
längs	1400	2200	1300	2200
quer	100	550	120	360
E-Modul kg/cm²				
längs	160000	215000	150000	185000
quer	5800	48000	9000	34000
Verdrehfestigkeit kg/cm²				
längs	200	—	200	320
quer	—		110	200
Schubmodul kg/cm²	8000	—	9200	15000

8. Durch Anwendung hoher Preßdrücke kann das Schichtholz stark verdichtet werden. Festigkeit und Härte steigen, allerdings erhöht sich dabei das Raumgewicht sehr stark. Verdichtetes Schichtholz wird zu örtlich hochbeanspruchten Teilen (Füße von Luftschraubenblättern, Tiefziehwerkzeugen u. dgl.) verarbeitet.

Verleimung.

1. Die Verbindung von Holzteilen untereinander geschieht am zweckmäßigsten durch Leimung. Für eine einwandfreie Verbindung ist ein sauberes Aufeinanderpassen der Leimflächen sowie ein gleichmäßiges Zusammenpressen nach dem Leimauftrag erforderlich.

2. Hirnholz auf Hirnholz ergibt keine haltbare Verbindung, ebensowenig Hirnholz auf Langholz. Wo derartige Stöße nicht zu umgehen sind, müssen sie durch Eckklötze oder Sperrholzlaschen überbrückt werden. Die beste Verbindung ergibt Langholz auf Langholz. Zur Verlängerung von Holzteilen in Faserrichtung schrägt man die Enden keilförmig ab. Das Schäftungsverhältnis, d. h. die Neigung der Keilfläche zur Faserrichtung, soll mindestens 1 : 12 betragen.

3. Die Verleimung wird auf kaltem Wege durchgeführt. Da die Leimverbindungen feuchtigkeits- und witterungsbeständig sein müssen, sind die üblichen Glutin-Leime (Hautleim, Lederleim, Knochenleim) oder Pflanzenleime nicht zulässig. Bisher wurden fast ausschließlich Kasein-Kaltleime verarbeitet. Sie sind jedoch nur bedingt feuchtigkeitsbeständig und werden im feuchten Zustand leicht von Schimmelpilzen befallen.

> **Kasein** ist ein Eiweiß-Körper, der durch Zusatz einer schwachen Säure aus der Kuhmilch (Magermilch) als Quark abgesondert wird. Der gewaschene Quark wird nach dem Trocknen gemahlen und mit Zusätzen von gelöschtem Kalk, Soda, Ätznatron und anderen Chemikalien zwecks Erhöhung seiner Bindekraft und Feuchtigkeitsbeständigkeit vermischt.

Kasein-Leim wird in Pulverform geliefert und zum Gebrauch mit einer vorgeschriebenen Menge Wasser angerührt. Das Mischen soll in sauberen, möglichst glasierten Tongefäßen vorgenommen werden, da durch Verunreinigungen (z. B. Salzzusätze alte Leimreste) die Bindefähigkeit sehr beeinträchtigt wird. Der fertig gelöste Leim soll innerhalb 6 Stunden verarbeitet werden. Da das Abbinden des Leimes längere Zeit in Anspruch nimmt, ist der Preßdruck mindestens 6 Stunden (jedoch nicht länger als 15 Stunden) aufrecht

zu erhalten. Die Weiterverarbeitung verleimter Stücke soll frühestens 12 Stunden nach der Leimung erfolgen. Während des Abbindevorganges dürfen die Leimstellen nicht Temperaturen unter Null ausgesetzt werden.

4. Kunstharz-Leime sind feuchtigkeits- und witterungsbeständig. Für die Kaltverleimung wird ausschließlich der flüssige Kaurit-Leim, ein Kondensationsprodukt von Harnstoff und Formaldehyd verwendet. Zum Abbinden des Leimes ist ein besonderer Zusatz, ein sog. Härter, erforderlich, der den zeitlichen Ablauf des Abbindevorganges bestimmt. Die Verleimung erfolgt in der Weise, daß die eine Fläche mit Kaurit-Leim, die andere mit dem Härter bestrichen wird. Nachdem der Härter mindestens 15 Minuten getrocknet ist, werden die Flächen zusammen gebracht und möglichst schnell unter Preßdruck gesetzt. Der rot gefärbte Schnellhärter bindet sehr rasch ab, die Pressung muß daher innerhalb 15 Minuten erfolgen. Der blau gefärbte Kalthärter bindet langsamer ab und erlaubt eine längere Verarbeitungszeit.

Der Vorteil der Kaurit-Verleimung besteht neben der höheren Festigkeit in der rascheren Abbindezeit. Mit dem roten Härter erreicht die Leimung nach 3 Stunden bereits 90% der vollen Festigkeit. Man gewinnt dadurch wesentlich an Fertigungszeit. Nachteilig ist, daß die Leimflächen sehr gut aufeinander gepaßt werden müssen und daß der flüssige Leim nur begrenzt lagerfähig ist. Nach drei Monaten wird der unverarbeitete Leim dickflüssig und unbrauchbar. Um die Lagerfähigkeit zu erhöhen, ist neuerdings auch ein pulverförmiger Kaurit-Leim entwickelt worden, der unbegrenzt haltbar ist und wie Kasein-Leim verarbeitet wird.

5. Die Bindefestigkeit der Kaltleime wird an geschäfteten Proben (Schäftungsverhältnis 1 : 4) ermittelt. Die Bindefestigkeit der Leime steigt im allgemeinen mit der Holzfestigkeit an. An Kiefern-Kernproben wird für Kasein-Leim eine Bindefestigkeit von 55 kg/cm² im lufttrockenen Zustand und eine Naßfestigkeit (nach 24 Stunden Wasserlagerung) von 20 kg/cm² gefordert. Kaurit ist im trockenen Zustand dem Kasein mindestens gleichwertig, bei Hart- und Schichtholz sogar überlegen. Die Naßfestigkeit beträgt etwa das 3 fache des Kasein-Leimes.

Faserstoffe.

1. Faserstoffe finden als Gewebe oder Geflechte Verwendung. Zur Gewebeherstellung dienen Pflanzenfasern, tierische Fasern und künstliche Fasern. Von den pflanzlichen Fasern sind Flachs, Baumwolle und Hanf die wichtigsten Rohstoffe, während von tierischen Fasern nur der Naturseide eine gewisse Bedeutung zukommt.

Leinen.

2. Die Flachsfaser wird aus der Lein-Pflanze, die fast in allen Ländern der gemäßigten Zone angebaut wird, gewonnen. Je nach den klimatischen Bedingungen weist die Faser Unterschiede in der Feinheit, Länge und Festigkeit auf. Die wertvollsten Fasern stammen von irischen und belgischen Flächsen.

Die Flachsstengel werden nach Entfernung der Samenkörner einem sogenannten Röstverfahren unterworfen. Durch das Rösten, d. h. durch Einwirkung von Feuchtigkeit und Bakterien, werden die Rindenteile und Bindesubstanzen angegriffen, so daß sich die Fasern aus dem Verbande lösen. Die getrockneten Stengel werden hierauf von den spröden Holzteilen und den kurzen Fasern des unteren Stengelteiles (Werk) befreit. Beim darauffolgenden Hecheln werden die noch lose zusammenhängenden Faserbündel aufgespalten und dabei auch die letzten Holzreste entfernt.

Baumwolle.

3. Baumwolle wird aus Samenhaaren verschiedener Baumwollpflanzen, die in tropischen oder subtropischen Gegenden angebaut werden, gewonnen. Die aus den Fruchtkapseln herausquellenden Samenhaare werden getrocknet und von den Samenkörnern sowie Verunreinigungen befreit. Die spinnfähige Faser ist einzellig und besitzt eine Länge von 10—50 mm. Die wertvollsten Baumwollarten stammen aus Nordamerika (Sea Island) und Ägypten (Mako). Die bei der Sortierung abfallenden bzw. an den Samen zurückbleibenden Fasern, die sog. Linters, werden zu Kunstfasern verarbeitet.

Seide.

4. Der Seidenfaden ist eine Ausscheidung von Raupen des Maulbeerspinners. Bei der Verpuppung der Raupe spinnt sich diese in den sog. Kokon ein. Die Puppen werden durch Hitze getötet und nach dem Einweichen in warmem Wasser werden die 3—4000 m langen Fäden abgehaspelt. Von der Gesamtlänge sind jedoch nur etwa 600—1000 m brauchbar.

Kunstseide.

5. Die aus Zellulose auf chemischem Wege gewonnenen Fasern werden als Kunstseide bezeichnet.

In geeigneten Lösungsmitteln aufgelöste Zellulose aus Baumwoll-Linters, Holzfasern oder Stroh wird durch feine Spinndüsen gepreßt und teilweise unter gleichzeitigem Strecken zu dünnen Fäden ausgezogen. Das Erhärten der Zellulose-Fäden erfolgt entweder in sog. Fällbädern (Naßspinnen), vereinzelt auch in der Luft (Trockenspinnen). Die wichtigsten Kunstseidenarten sind die Viskose-Seide und die Azetat-Seide.

Die Länge der Kunstseidenfäden ist beliebig groß. Durch Zerschneiden der Fäden in 30—50 mm lange Abschnitte (Stapel) und entsprechende Nachbehandlung wird die Verspinnbarkeit der Kunstseidenfaser verbessert. Die so behandelte Kunstseide wird als Zellwolle bezeichnet.

Verarbeitung.

6. Die Fasern der pflanzlichen Rohstoffe werden zu Bändern aus gleichgerichteten Fasern geordnet. Durch Aufeinanderlegen und Verdrehen der Bänder ergibt sich ein grober, lockerer Faden, das Vorgespinst, aus dem das endgültige Garn durch weiteres Strecken und Verziehen hergestellt wird.

Die Seidengarne werden bereits beim Abhaspeln der Kokons durch Zusammenfassen mehrerer Fasern gebildet.

7. Die Feinheit der Garne wird durch Nummern angegeben. Die Nummer gibt an, wieviel Längeneinheiten in einer Gewichtseinheit enthalten sind, oder wieviel eine bestimmte Länge Garn wiegt. Leinen- und Baumwoll-Garne werden meistens nach dem englischen Maßsystem beziffert. Für Leinen ist die Nummerneinheit die Anzahl Stränge von je 300 Yards (274,3 m) Länge, die auf ein englisches Pfund (0,454 kg) gehen. Für Baumwollgarne ist eine Nummerneinheit die Anzahl Stränge von je 840 Yards (768 m) Länge je englisches Pfund. Für Bespanntstoffe werden Leinengarne mit Feinheitsnummern zwischen 60 und 40 verarbeitet.

Werden zwei oder mehrere Einzelgarne miteinander verdreht, so entstehen zwei- oder mehrdrähtige Zwirne.

8. Aus den Garnen entstehen durch rechtwinkliges Kreuzen der Fäden Gewebe. Die auf dem Webstuhl in der Längsrichtung gespannten Garne bilden die Kette, die quer dazu hindurchgeschickten Garne den Schuß. Je nach der Führung der Schußfäden können verschiedene Bindungen erzielt werden. Die im Flugzeugbau verwendeten Stoffe weisen fast ausschließlich Leinwandbindung auf.

9. Die Festigkeitseigenschaften und Prüfbedingungen für Bespannstoffe sind in Din L 21 festgelegt. Für die verschiedenen Beanspruchungsgruppen sind drei Qualitäten genormt. Für Motor-Flugzeuge wird meistens die mittlere Qualität B verwendet, die folgende Eigenschaften besitzt:

Einheitsgewicht im lufttrockenen Zustand	140 g/m²
Fadendichte	28—34 je cm
Reißfestigkeit	1300 kg/m
Dehnung bei 500 kg/m Breite Belastung .	8 % (Leinen) bzw. 10% (Baumwolle).

Der Vorteil der Stoffbespannung gegenüber sonstigen Beplankungswerkstoffen liegt in der Billigkeit, leichten Verarbeitung und dem geringen Gewicht. Ferner bleiben die darunter liegenden Bauteile leicht zugänglich. Nachteilig ist die geringe Griffestigkeit und die starke Beeinträchtigung der Gewebe durch Witterungseinflüsse. Während Baumwolle und

Leinen für Bespannstoffe gleich gut geeignet sind, wird Kunstseide zur Zeit noch nicht verwendet, da durch die Zellulose-Anstriche die Festigkeit der Kunstseidenstoffe herabgesetzt wird, während bei Baumwolle und Leinen eine beträchtliche Erhöhung der Festigkeit damit erreicht wird.

10. Im Fallschirmbau werden für den Schirm (Kappe) und für die Fangleinen Seidengarne verwendet. Die Seidenstoffe müssen eine Reißfestigkeit von mindestens 700 kg je Meter bei 15% Dehnung und eine Luftdurchlässigkeit von höchstens 470 L/m² und min bei 16 mm WS Unterdruck aufweisen. Die Fangleinen werden geklöppelt. Ihre Festigkeit muß mindestens 150 kg betragen. Für das Gurtwerk finden teils Leinenzwirne mit Baumwolle gemischt, teils Hanfgarne (für Anschnallgurte, Stehgurte usw.) Verwendung.

Kunststoffe.

1. Von den zahlreichen in den letzten Jahren entwickelten Kunstharzen haben für den Flugzeugbau die nachfolgenden eine gewisse Bedeutung. Man unterscheidet dabei zwischen härtbaren und nicht härtbaren (thermoplastischen) Kunststoffen.

2. Die Ausgangsstoffe für die Kunstharze sind Wasser, Kohle, Kalk und Luft. Aus Kalk und Kohle wird Kalzium-Karbid gewonnen, das mit Wasser zusammen Azetylen entwickelt. Das Azetylen ist der Ausgangsstoff für eine Reihe von Kunststoffen der Polymerisat-Gruppe. Aus Steinkohlenteer bzw. Benzol wird Phenol gewonnen. Gemischt mit einem anderen Destillationsprodukt des Steinkohlenteers, den Kresolen, wird es zu härtbaren Kunstharzen verarbeitet. Die Phenolharze entstehen unter der Einwirkung des Formaldehyds auf das Phenol unter Zugabe bestimmter Kontaktmittel. Das Formaldehyd wird ebenfalls aus Kohle und Wasserdampf auf dem Wege über das Metanol gewonnen.

3. Der Hauptvertreter der Phenol-Harze ist das Bakelit. Der Aushärtevorgang dieser sog. Phenoplaste geschieht unter Wärmeeinwirkung, wobei aus dem Ausgangspunkt A des Bakelites über den Zustand B der Endzustand C durch Erwärmung auf 120 bis 150° unter Druck entsteht. Im Zustand A ist das Bakelit in vielen Lösungsmitteln löslich und wird deshalb zu Lacken, Tränkungs- und Bindemitteln verarbeitet. Im Zustand B ist das Phenolharz nur noch in der Wärme verformbar, im Endzustand C ist es unlöslich, unschmelzbar und chemisch sehr beständig.

4. Die zweite große Gruppe der härtbaren Kunstharze sind die Karbamidharze oder Aminoplaste. Sie entstehen durch Einwirkung des Formaldehyds auf Harnstoff bei Anwesenheit von Kontaktmitteln.

5. Die ausgehärteten Kunstharze sind sehr hart und spröde. Für technische Zwecke werden ihnen deshalb Füllmittel zugesetzt. In den meisten Fällen überwiegt mengenmäßig

das Füllmittel den Kunstharzanteil um ein Vielfaches und ist der Hauptträger der Festigkeit. Als Füllmittel dienen Papier oder Gewebebahnen, Schnitzel und Fasern aller Art, Holzfurniere, Holzmehl, Glimmer, Asbest und andere.

6. Nach ihrem Aufbau unterscheidet man nicht-geschichtete Preßmassen und geschichtete Preßstoffe (vgl. Din 7701). Die hauptsächlichsten geschichteten Kunstharzstoffe sind die Kunstharz-Papiere und die Kunstharz-Gewebe mit groben oder feinen Gewebeeinlagen.

Die Preßmassen sind nur für untergeordnete Zwecke geeignet, da ihre Zugfestigkeit ziemlich niedrig und ihre Sprödigkeit sehr hoch ist. In Tafel 1 sind die Festigkeitswerte von reinem Phenolharz und Kunststoffen mit Holzmehl- bzw. Schnitzelfüllung im Vergleich zu Kiefernholz wiedergegeben. Aus den auf

Tafel 1.

Festigkeitseigenschaften von Kunstharz-Preßstoffen.

	Reines Kunstharz	Holzmehl-Füllung Typ S	Schnitzel-Füllung Typ T	Kiefern-vollholz
Spez. Gewicht kg/dcm³	1,3	1,4	1,3	0,5
Zugfestigkeit kg/cm²	200—400	400	500	1000
Druckfestigkeit kg/cm²	1000	2000	2000	500
Biegefestigkeit kg/cm²	450	950	1200	800
Spez. Schlagarbeit cmkg/cm²	4—8	8—10	20—30	50—100
E-Modul kg/cm²	27—35 000	40—50 000	40—50 000	110 000
$\sigma_{B/\gamma}$	1,5—3	2,8	4,0	20
$\sigma_{B/\gamma}$	7,7	14,3	12,5	10,0
$\sigma'_{B/\gamma}$	3,5	6,8	9,3	14,0

das spez. Gewicht bezogenen Gütewerten ersieht man, daß das reine Kunstharz sehr unterlegen ist, die Phenolplaste mit Füllmitteln jedoch in einigen Gütewerten an die Holzeigenschaften herankommen.

Tafel 2.

Bindefestigkeitswerte von Kunstharz-Leimverbindungen.

Werkstoff	Proben-Zustand	Festigkeit Grenzen	kg/cm² Mittel
	Schäftungsverleimungen 1 : 4		
Kunstharzhartpapierplatten	trocken	133 bis 163	144
	naß	111 bis 159	137
Kunstharzgewebeplatten	trocken	53 bis 64	60
	naß	47 bis 63	55
Kunstharzfurnierplatten	trocken	211 bis 243	222
	naß	80 bis 120	107
	Überlappungsverleimungen		
Kunstharzhartpapierplatten	trocken	43 bis 62	53
Kunstharzfurnierplatten	trocken	62 bis 67	64

Aus Preßmassen werden Teile der elektrischen Ausrüstung, Instrumenten-Gehäuse, Seilrollen u. dgl. hergestellt. Gewichtsersparnis, Formbeständigkeit, leichte Bearbeitbarkeit und Billigkeit bei Massenherstellung sind die Hauptvorteile der Kunstharz-Preßmassen. Hinzukommt, daß die Teile keine Nachbearbeitung erfordern und gegen Säuren, Laugen, Öle,

Betriebsstoffe und Witterungseinflüsse beständig sind. Ebenso ist eine Temperatureinwirkung bis 120° ohne Einfluß auf die ausgehärteten Teile. Für mechanisch beanspruchte Teile kommen nur Schichtstoffe mit Papier-, Holzfurnier- oder Gewebeeinlagen in Betracht.

Tafel 3.

Festigkeitseigenschaften von geschichteten Phenol-Kunstharzstoffen.

	Kunstharzpapier	Kunstharzgewebe	Kunstharz-Furnierstoffe	Kiefernholz	Birken-Sperrholz
Spez. Gewicht kg/dcm³	1,4	1,35	1,0-1,3	0,5	0,7
Zugfestigkeit kg/cm²	1700	700	2000	1000	900
Druckfestigkeit kg/cm²	1670	1800	1600	500	400
Biegefestigkeit kg/cm²	3000	1430	2700	800	800
Spez. Schlagarbeit cmkg/cm²	54	46	90	50—100	20—50
E-Modul kg/cm²	125000	66000	240000	110000	100000
$\sigma_{B/\gamma}$	12,1	5,2	15	20	11,5
$\sigma_{B/\gamma}$	12,0	13,3	13	10	5
$\sigma'_{B/\gamma}$	21,4	10,6	22	14	10

7. Die Herstellung von Bauteilen aus geschichteten Kunststoffen kann auf zwei Wegen erfolgen:

a) In Anlehnung an den Holzbau können die Bauteile aus Platten, Rohren und Profilen durch Leimung hergestellt werden,

b) Durch Anwendung von Preßformen werden die mit Kunstharz getränkten Füllmittel bei höheren Temperaturen und Drücken verpreßt und ausgehärtet.

Das erstgenannte Verfahren hat den Vorzug der Einfachheit, es setzt jedoch eine einwandfreie Verleimung voraus. Neben anderen Bindemitteln erwies sich der Kaurit-Leim als brauchbar. Tafel 2 enthält die an Schäftungs- und Überlappungsstellen erreichbaren Bindefestigkeitswerte. Sie liegen bei Papierstoffen in der Größenordnung von gutem Kiefernholz, bei Kunststoffen mit Furniereinlagen erheblich höher.

Das Preßverfahren erfordert recht teuere Formen und preßtechnische Erfahrungen. Es eignet sich daher in erster Linie für Massenherstellung. Die in Preßteilen erreichbaren Festigkeitswerte liegen wesentlich tiefer als die in geschichteten Platten erzielbaren.

Tafel 3 führt einige Festigkeitseigenschaften von handelsüblichen Schichtstoffen mit Harzpapier-, Gewebe- und Furniereinlagen auf. Die Festigkeitswerte dieser Schichtstoffe sind gegenüber den Preßmassen wesentlich günstiger.

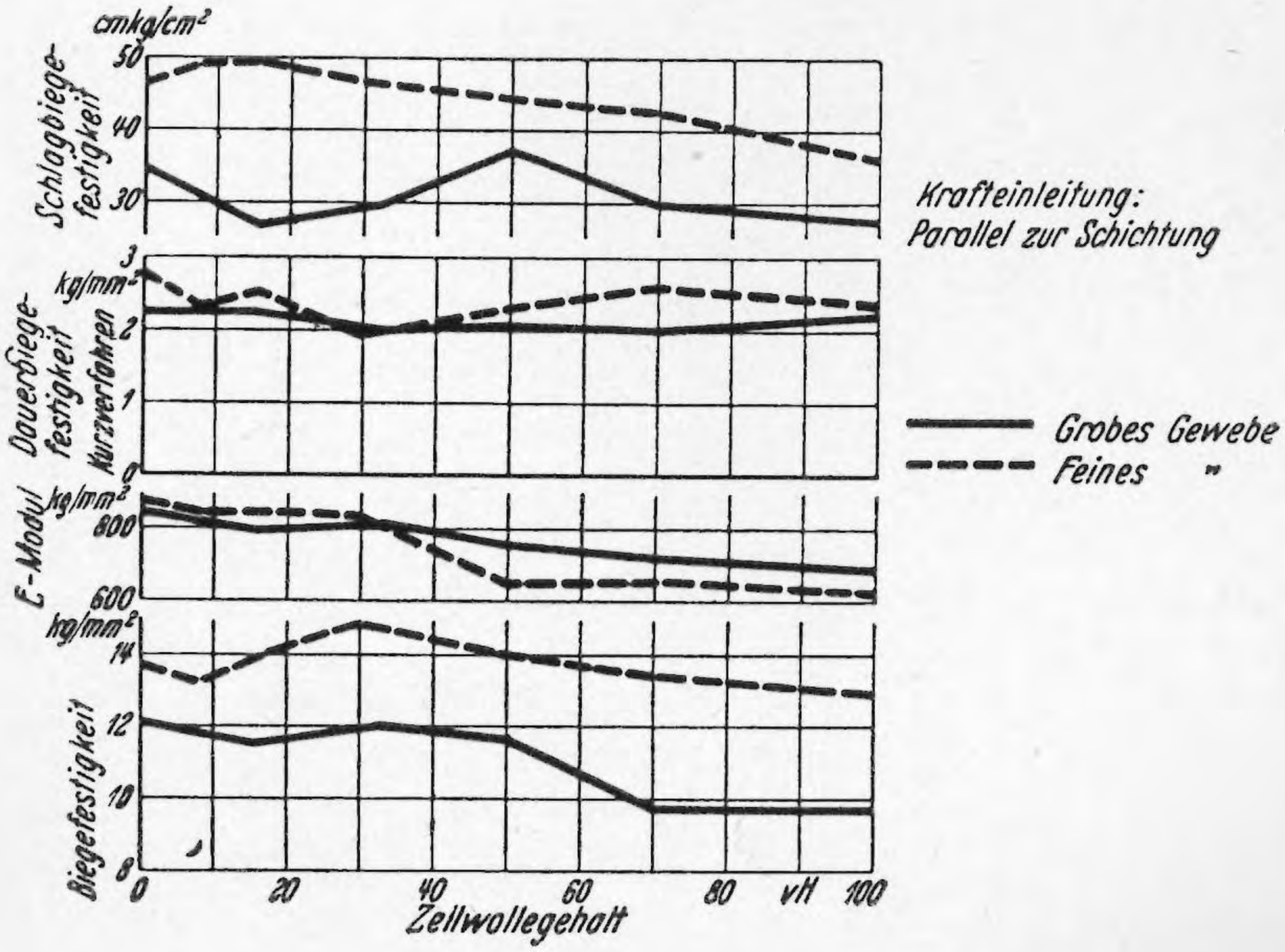

Abb. 1.

Einfluß des Zellwollegehaltes auf die Eigenschaften von geschichteten Gewebeplatten.

Die bisher als Füllmittel benutzten Baumwoll- bzw. Leinengewebe werden neuerdings gegen Zellwolle aus Beschaffungsgründen ausgetauscht. Aus Abb. 1 ist zu entnehmen, daß die Festigkeitswerte durch den Zellwollgehalt nur wenig beeinträchtigt werden.

Einige Anwendungsbeispiele sind in den folgenden Abbildungen gezeigt. Bei Ablaßhähnen ist die elektrische Isolation mitunter von Vorteil, da sie beim Zusammenbau von Metallen verschiedener Eigenschaften Korrosionsschäden verhüten kann.

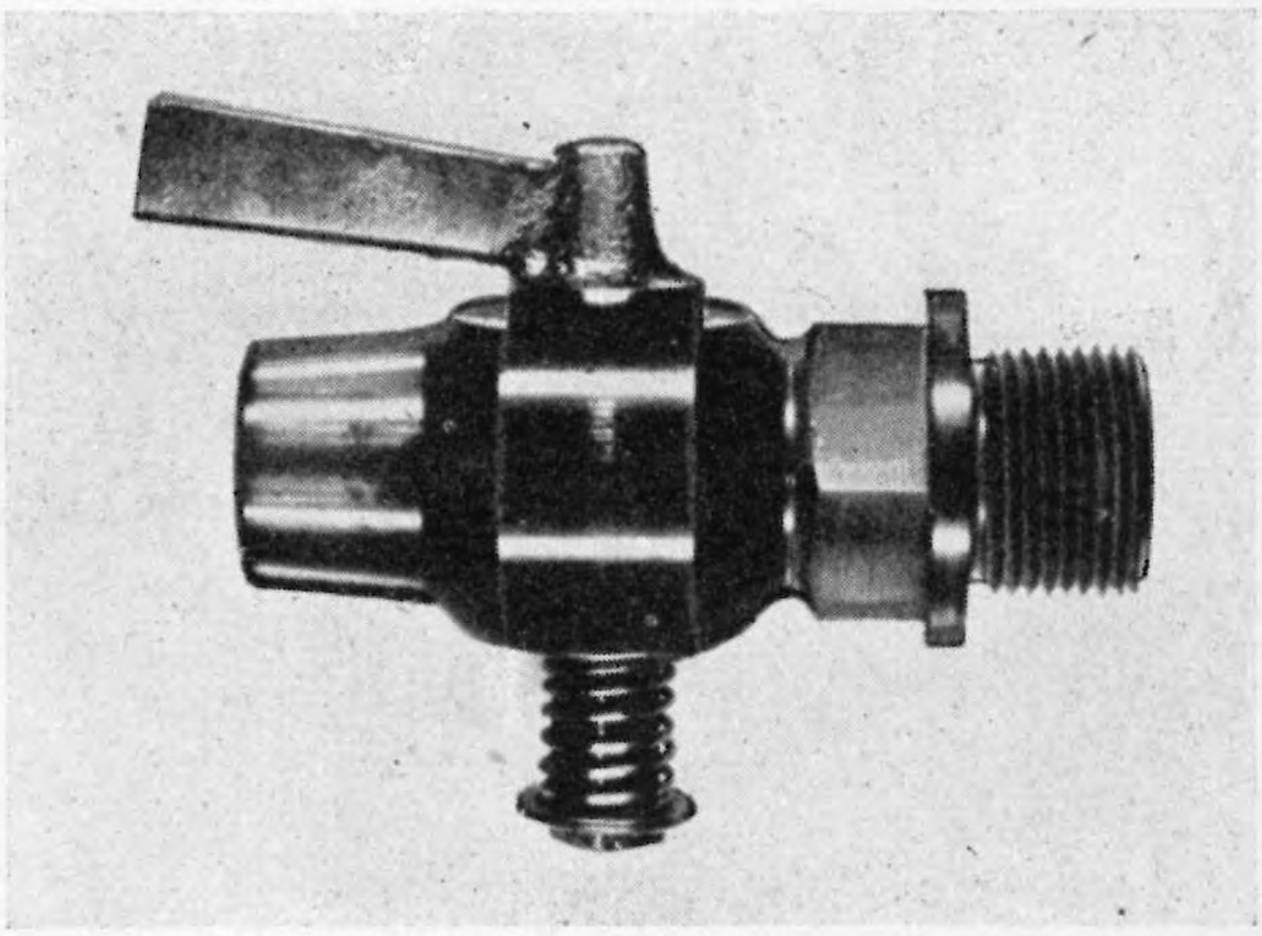

Abb. 2.
Ablaßhahn aus gepreßtem Kunstharz.

Abb. 3 zeigt einen Querschnitt durch eine Kunstharz-Luftschraube, wie sie früher unter der Bezeichnung Micarta in Amerika entwickelt wurde.

Auch Luftschraubennaben sind schon versuchsweise für kleinere Motorenleistungen hergestellt worden.

Die günstigen Laufeigenschaften von Kunstharz-Buchsen und -Lagerschalen haben beim Einbau an nieder beanspruchten Lagern geführt. Bei höheren Umfangsgeschwindigkeiten ist jedoch für ausreichende Wärmeabfuhr zu sorgen, da die Wärmeleitfähigkeit der Kunstharzstoffe sehr gering ist.

Abb. 3.
Querschnitt durch eine Kunstharz-Luftschraube mit Gewebeeinlage.

8. Die zweite Hauptgruppe der Kunststoffe bilden die nicht härtbaren Polymerisations-Produkte, die sog. thermoplastischen Kunststoffe. Sie stammen teils aus Zellulose teils aus Akryl- bzw. Vinyl-Verbindungen. Ihr Hauptmerkmal ist, daß sie bei niedrigen Temperaturen (70—100°) bereits erweichen und bildsam werden. Vermöge ihrer günstigen Verformbarkeit und ihrer guten optischen Eigenschaften werden sie vielfach zu gebogenen Scheiben für die Verglasung von Führersitzen und Kuppeln verwendet. Auch als Bindemittel für Sicherheitsgläser finden sie Verwendung. Nachteilig ist ihre geringe Oberflächenhärte und hohe Wärmedehnung.

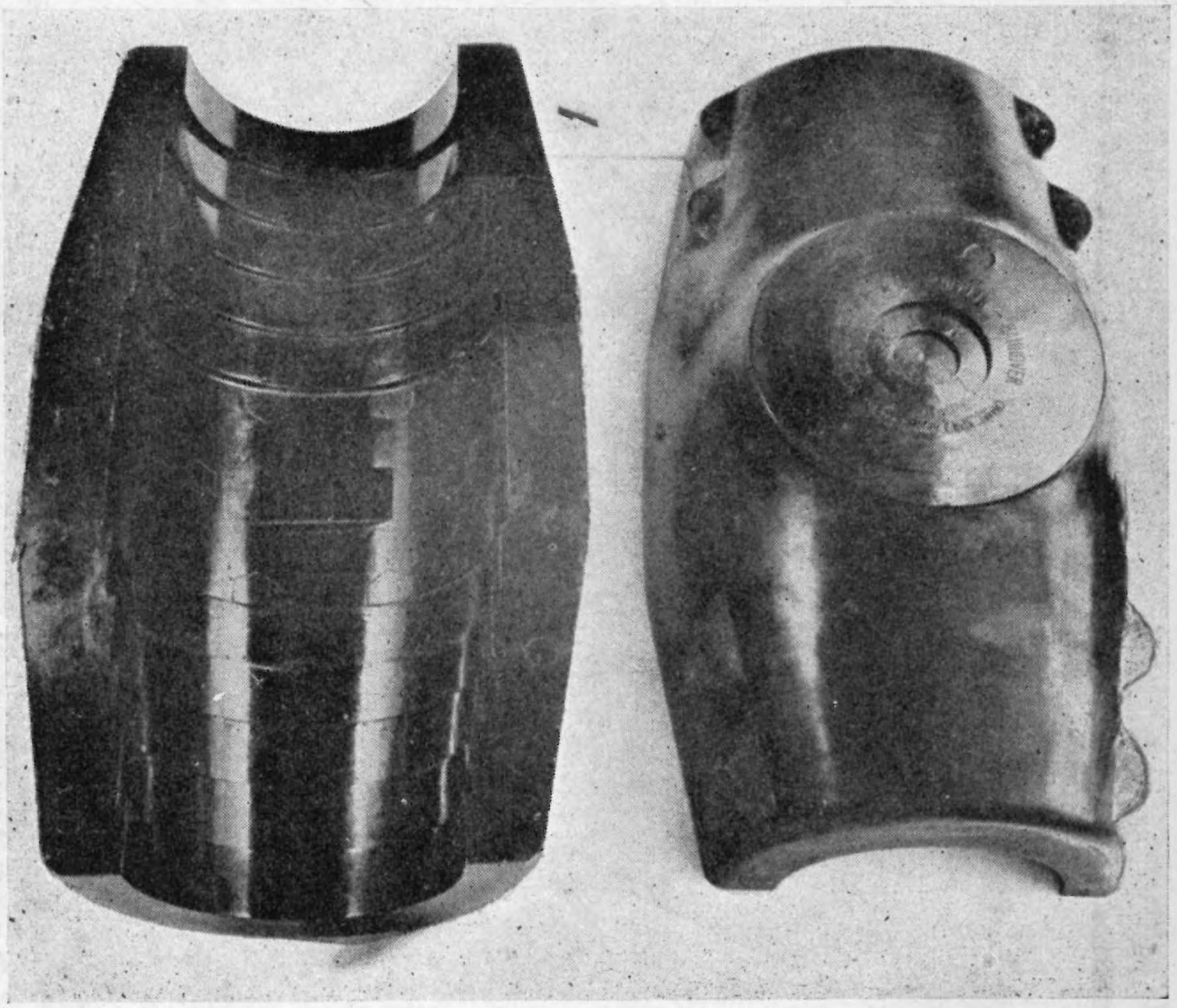

Abb. 4.
Luftschraubennabe aus gepreßtem Kunststoff mit Papiereinlage.